

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 特許公報(B2)

(11) 特許番号

特許第3821036号
(P3821036)

(45) 発行日 平成18年9月13日(2006.9.13)

(24) 登録日 平成18年6月30日(2006.6.30)

(51) Int.C1.

F 1

C22C	38/00	(2006.01)	C 22 C	38/00	301 W
B21B	1/22	(2006.01)	B 21 B	1/22	K
B21B	1/26	(2006.01)	B 21 B	1/26	D
B21B	3/00	(2006.01)	B 21 B	3/00	A
B22D	11/00	(2006.01)	B 22 D	11/00	A

請求項の数 9 (全 30 頁) 最終頁に続く

(21) 出願番号 特願2002-98707 (P2002-98707)
 (22) 出願日 平成14年4月1日 (2002.4.1)
 (65) 公開番号 特開2003-293083 (P2003-293083A)
 (43) 公開日 平成15年10月15日 (2003.10.15)
 審査請求日 平成16年5月27日 (2004.5.27)

(73) 特許権者 000002118
 住友金属工業株式会社
 大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号
 (74) 代理人 100103481
 弁理士 森 道雄
 (74) 代理人 100083585
 弁理士 穂上 照忠
 (72) 発明者 長道 常昭
 大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号
 住友金属工業株式会社内

審査官 小川 武

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】熱延鋼板並びに熱延鋼板及び冷延鋼板の製造方法

(57) 【特許請求の範囲】

【請求項 1】

質量%で、C:0.0002~0.25%、Si:0.003~3.0%、Mn:0.003~3.0%及びAl:0.002~2.0%を含有し、残部はFe及び不純物からなり、不純物中のPは0.15%以下、Sは0.05%以下及びNは0.01%以下であり、面積割合で金属組織の70%以上がフェライト相で、その平均結晶粒径が50μm以下、アスペクト比が3以下であり、さらにフェライト粒界の70%以上が大角粒界からなり、大角粒界で形成されたフェライト相の最大径が30μm以下であり、かつ最小径が5nm以上の析出物の面積割合が金属組織の2%以下で、フェライト相と析出物とを除く残部相のなかで面積割合が最大である第二相の平均結晶粒径が50μm以下であり、最も近い第二相間にフェライト相の大角粒界が存在することを特徴とする熱延鋼板。 10

【請求項 2】

さらに、鋼板最表層のフェライト相と第二相それぞれの平均結晶粒径が5μm以下である請求項1に記載の熱延鋼板。

【請求項 3】

Feの一部に代えて、Bを0.0002~0.01%を含有する請求項1または2に記載の熱延鋼板。

【請求項 4】

Feの一部に代えて、Ti、Nb、V及びZrのうちの1種以上を合計で0.005~1%を含有する請求項1~3のいずれかに記載の熱延鋼板。

【請求項 5】

F e の一部に代えて、C r、M o、C u 及びN i の 1 種以上を合計で 0 . 0 0 5 ~ 3 % を含有する請求項 1 ~ 4 のいずれかに記載の熱延鋼板。

【請求項 6】

F e の一部に代えて、C a : 0 . 0 0 0 1 ~ 0 . 0 0 5 % 及びR E M (希土類元素) : 0 . 0 0 0 1 ~ 0 . 2 % のうちの 1 種または 2 種を含有する請求項 1 ~ 5 のいずれかに記載の熱延鋼板。

【請求項 7】

請求項 1 ~ 6 のいずれかに記載の化学組成を有する鋼を連続鋳造するに際し、溶鋼の凝固開始から凝固殻表面から 1 0 m m の位置の凝固部が 1 3 0 0 になるまでの間を、凝固殻の表面から 1 0 m m 以内の凝固層が冷却速度 1 0 / 秒以上となるように冷却して鋳片とし、次いで鋳片を 9 5 0 ~ 1 2 8 0 の温度範囲で粗圧延した後、(A e ₃ 点 + 1 0 0) ~ A e ₃ 点の温度範囲で合計圧下率が 7 0 % 以上、仕上げ温度が A e ₃ 点以上で、かつ下記式 (1) 及び (2) を満足する条件、又は下記式 (3) を満足する条件で仕上げ圧延し、仕上げ圧延終了後 2 秒以内に平均冷却速度 3 0 / 秒以上で 6 0 0 ~ 8 0 0 の温度範囲まで水冷し、次いで 3 ~ 1 5 秒の間空冷した後、さらに平均冷却速度 3 0 / 秒以上で水冷して巻き取ることを特徴とする熱延鋼板の製造方法。

$$F T \cdot 0 . 8 \times R T \quad \cdots (1)$$

$$5 0 < F T \cdot 1 0 0 \quad \cdots (2)$$

$$F T \cdot 5 0 \quad \cdots (3)$$

ここで、

F T : 熱間での仕上げ圧延完了温度の変動幅 ()

R T : 熱間での粗圧延完了温度の変動幅 ()

【請求項 8】

請求項 1 ~ 6 のいずれかに記載の化学組成を有する鋼を連続鋳造するに際し、溶鋼の凝固開始から凝固殻表面から 1 0 m m の位置の凝固部が 1 3 0 0 になるまでの間を、凝固殻の表面から 1 0 m m 以内の凝固殻を冷却速度が 1 0 / 秒以上となるように冷却して鋳片とし、次いで鋳片を 9 5 0 ~ 1 2 8 0 の温度範囲で粗圧延した後、(A e ₃ 点 + 1 0 0) ~ A e ₃ 点の温度範囲で合計圧下率が 7 0 % 以上、仕上げ温度 A e ₃ 点以上で、かつ下記式 (4) 及び (5) を満足する条件で熱間仕上げ圧延し、仕上げ圧延終了後 2 秒以内に平均冷却速度 3 0 / 秒以上で 6 0 0 ~ 8 0 0 の温度範囲まで水冷し、次いで 3 ~ 1 5 秒の間空冷した後、さらに平均冷却速度 3 0 / 秒以上で水冷して巻き取ることを特徴とする熱延鋼板の製造方法。

$$\frac{F T \{ (0 . 8 ^ { n - i } \times i) \} \cdot 3 0 0}{F T \cdot 1 0 0} \cdots (4)$$

$$\cdots (5)$$

ここで、

F T : 熱間仕上げ圧延終了温度の変動幅

n : 整数で、被圧延材の仕上げ圧延スタンドの出側温度が A e ₃ 点 ~ A e ₃ 点 + 1 0 0 にある仕上げ圧延スタンド数

i : n 台の圧延スタンドのうちの上流から i 番目のスタンドにおける圧下時の真歪み

【請求項 9】

請求項 7 または 8 に記載の製造方法で巻取った熱延鋼板を圧下率 5 0 % 以上で冷間圧延し、次いで 6 0 0 ~ 9 5 0 の温度範囲内で焼鈍することを特徴とする冷延鋼板の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0 0 0 1】

【発明の属する技術分野】

本発明は、熱延鋼板並びに熱延鋼板及び冷延鋼板の製造方法に関し、詳しくは、自動車、家電製品、鋼構造物などに使用される成形性、なかでも延性や深絞り性に優れた熱延鋼板

10

20

30

40

50

とその製造方法、及び前記熱延鋼板を冷間圧延の素材として用いる成形性に優れた冷延鋼板の製造方法に関する。

【0002】

【従来技術】

自動車、家電製品、鋼構造物などに使用される熱延鋼板や冷延鋼板には、優れた成形性、特に、良好な延性と同時に深絞り性が要求される。なお、延性は引張試験における破断伸びで代表され、深絞り性は板状試験片を用いた引張試験におけるランクフォード値（以下、「 r 値」という）で代表される特性であり、破断伸びや r 値は鋼板の引張強さが大きくなるにつれて減少する傾向を有する。

【0003】

10

鋼に含まれる C、P、S や N などの不純物元素を低減すれば、熱延鋼板の延性が向上することが知られているが、これらの不純物の低減によって、フェライト粒が極端に粗大化する。その結果、高い延性が安定して得られないばかりか、鋼板を成形する際に表面肌荒れが生じやすくなることがある。更に、前記の不純物元素を低減すると、鋼の鑄込み時にオーステナイト粒が粗大化するため、例えば、鋼の連続铸造時や鋼塊を加熱後粗圧延する際に、オーステナイト粒界割れを呈し、表面割れが生じ易くなる。加えて、製銑や製鋼の段階で不純物を低減するには、真空脱ガス処理の時間を長くしたり、脱硫処理剤の添加量を増やしたりする必要があることから、製造コストを高める要因になる。

【0004】

20

従来から、表面性状と延性に優れた熱延鋼板を得る技術が提案されている。例えば、特開平10-8139号公報では、連続铸造直後のスラブを A_{r_3} 点以下に冷却することなく直ちに粗圧延を施して粗バーとした後、この粗バーを特定温度域に冷却し、冷却後の粗バーを特定の加熱速度で特定の温度上昇量が生じるまで加熱し、次いで熱間圧延（以下、単に「熱延」という場合がある）で仕上げを行う製造方法が提案されている。この製造方法は、溶融 FeS の形成及び Mn 系硫化物の微細析出を抑制することにより、熱延時の表面割れ防止と鋼板の局部伸びの改善を図ろうとするものである。

【0005】

30

一般的に、熱延時の表面割れは析出物だけではなく、被圧延材の結晶粒径、なかでも表面の結晶粒径に大きく依存し、表面の結晶粒径が大きいほど表面割れが発生し易い。しかし、前記公報で提案された製造方法では、連続铸造時に鋼スラブの結晶粒が粗大化し易い低炭素鋼（C 含有量が 0.01 ~ 0.07 質量 %）を用いているにも拘らず、結晶粒の粗大化防止、特に、連続铸造スラブの表面結晶粒の粗大化防止については何ら配慮がなされていない。このため、前記公報で提案された製造方法を用いても、表面性状に優れた熱延鋼板を安定して得ることができない。

【0006】

40

冷延鋼板の成形性は、素材である熱延鋼板の特性に大きく依存する。このため、近年、成形性に優れた冷延鋼板を得るために、熱延段階での製造条件に関する検討が行われている。その結果、面内異方性が小さく、且つ高い r 値を示す「成形性に優れた冷延鋼板」を得るために、再結晶焼鈍後のフェライト相（以下、単に「フェライト」という）において {111} 集合組織を発達させればよいことが報告されている。

【0007】

ここで、面内異方性が小さいとは、 0° 、 45° 、 90° の各方向の r 値である r_0 、 r_{45} 、 r_{90} のうちの最大値 (r_{\max}) と最小値 (r_{\min}) との差が小さいことを意味する。さらに、以下の説明において、フェライト相を単に「フェライト」というと同様に、以下の説明においては、組織における「相」を省略して、オーステナイト相を「オーステナイト」、パーライト相を「パーライト」等という。

【0008】

{111} 集合組織はフェライト粒界近傍から生じる。このため、{111} 集合組織を発達させるには、熱延時にオーステナイトからの変態で生じるフェライトの結晶粒径を小さくして、フェライト粒界面積を大きくすることが必要である。

50

【0009】

CAMP-ISIJ Vol.3(1990)785、CAMP-ISIJ Vol.3(1990)786及び特開平1-177321号公報では、高成形性冷延鋼板の実現につながる「フェライト粒径の小さな熱延鋼板」を製造するために、鋼をオーステナイト域で仕上げ圧延した後急冷する技術が報告されている。この技術は、オーステナイトからフェライト変態で生じるフェライト粒を細粒化しようとするもので、これによって比較的微細なフェライト粒組織を有する熱延鋼板が得られる。

【0010】

冷間圧延後の焼純時に{111}再結晶集合組織を発達させるには、熱延鋼板のフェライト粒界を所謂「大角粒界」にすることが有効である。そのため、フェライト粒を微細化しても、所謂「小角粒界」を有する亜結晶粒界が増えたのでは、{111}再結晶集合組織を効果的に発達させることはできない。したがって、上記のCAMP-ISIJ Vol.3(1990)785、CAMP-ISIJ Vol.3(1990)786及び特開平1-177321号公報で報告された技術では、大角粒界や小角粒界といった粒界性状については何ら配慮がなされておらず、単に変態後のフェライト粒を細粒化しようとするものであるから、これらの技術を用いて製造された熱延鋼板を素材としても、得られた冷延鋼板は、必ずしも面内異方性が小さく、十分に高く、均一なr値を確保できるものではない。

【0011】

このように、従来から開示されている熱延鋼板や冷延鋼板の成形性改善技術では、延性や深絞り性の向上や表面性状の改善が安定して得られないという問題があった。

【0012】

【発明が解決しようとする課題】

本発明は、上述した熱延鋼板及び冷延鋼板に関する問題点に鑑みてなされたものであり、成形性、なかでも延性や深絞り性に優れるとともに、表面性状も良好であり、自動車、家電製品、鋼構造物などの用途に好適な熱延鋼板並びに熱延鋼板及び冷延鋼板の製造方法を提供することを目的としている。

【0013】

【課題を解決するための手段】

本発明は、下記(1)、(2)の熱延鋼板並びに(3)～(7)の熱延鋼板の製造方法及び(8)の冷延鋼板の製造方法を要旨とする。

(1) 質量%で、C:0.0002～0.25%、Si:0.003～3.0%、Mn:0.003～3.0%及びAl:0.002～2.0%を含有し、残部はFe及び不純物からなり、不純物中のPは0.15%以下、Sは0.05%以下及びNは0.01%以下であり、面積割合で金属組織の70%以上がフェライト相で、その平均結晶粒径が50μm以下、アスペクト比が3以下であり、さらにフェライト粒界の70%以上が大角粒界からなり、大角粒界で形成されたフェライト相の最大径が30μm以下であり、かつ最小径が5nm以上の析出物の面積割合が金属組織の2%以下で、フェライト相と析出物とを除く残部相のなかで面積割合が最大である第二相の平均結晶粒径が50μm以下であり、最も近い第二相間にフェライト相の大角粒界が存在することを特徴とする熱延鋼板。

【0014】

この鋼板は、その鋼板最表層のフェライト相と第二相それぞれの平均結晶粒径が5μm以下にするのが望ましい。

(2) さらに、上記(1)の熱延鋼板は、必要に応じて、下記の各群のうちから1種以上の元素を含有させるものであってもよい。

【0015】

第1群: B:0.0002～0.01%、

第2群: Ti、Nb、V及びZr:1種以上を合計で0.005～1.0%、

第3群: Cr、Mo、Cu及びNi:1種以上を合計で0.005～3.0%、

第4群: Ca:0.0001～0.005%及びREM(希土類元素):0.0001～0.20%のうちの1種以上

(3) 上記(1)または(2)に記載の化学組成を有する鋼を連続鋳造するに際し、溶鋼

10

20

30

40

50

の凝固開始から凝固殻表面から 10 mm の位置の凝固部が 1300 になるまでの間を、凝固殻の表面から 10 mm 以内の凝固層が冷却速度 10 / 秒以上となるように冷却して鋳片とし、次いで鋳片を 950 ~ 1280 の温度範囲で粗圧延した後、(Ae₃点 + 100) ~ Ae₃点の温度範囲で合計圧下率が 70 % 以上、仕上げ温度が Ae₃点以上で、かつ下記式(1)及び(2)を満足する条件、又は下記式(3)を満足する条件で仕上げ圧延し、仕上げ圧延終了後 2 秒以内に平均冷却速度 30 / 秒以上で 600 ~ 800 の温度範囲まで水冷し、次いで 3 ~ 15 秒の間空冷した後、さらに平均冷却速度 30 / 秒以上で水冷して巻き取ることを特徴とする熱延鋼板の製造方法。

$$\begin{array}{ll} FT \quad 0.8 \times RT & \cdots (1) \\ 50 < FT \quad 100 & \cdots (2) \\ FT \quad 50 & \cdots (3) \end{array}$$

ここで、FT は熱間での仕上げ圧延完了温度の変動幅()であり、RT は熱間での粗圧延完了温度の変動幅()である。

(4) 上記(3)と同様に、粗圧延後に仕上げ圧延して熱延鋼板を製造する方法であって、上記(1)または(2)に記載の化学組成を有する鋼を連続鋳造するに際し、鋳片を粗圧延した後、(Ae₃点 + 100) ~ Ae₃点の温度範囲で合計圧下率が 70 % 以上、仕上げ温度 Ae₃点以上で、かつ下記式(4)及び(5)を満足する条件で熱間仕上げ圧延し、仕上げ圧延終了後 2 秒以内に平均冷却速度 30 / 秒以上で 600 ~ 800 の温度範囲まで水冷し、次いで 3 ~ 15 秒の間空冷した後、さらに平均冷却速度 30 / 秒以上で水冷して巻き取ることを特徴とする熱延鋼板の製造方法。

$$\begin{array}{ll} \frac{FT \{ (0.8^{n-i} \times i) \} \quad 300}{FT \quad 100} & \cdots (4) \\ & \cdots (5) \end{array}$$

ここで、FT は熱間仕上げ圧延終了温度の変動幅()であり、n は整数で、被圧延材の仕上げ圧延スタンドの出側温度が Ae₃点 ~ Ae₃点 + 100 にある仕上げ圧延スタンド数を示し、i は n 台の圧延スタンドのうちの上流から i 番目のスタンドにおける圧下時の真歪みを示している。

(5) 上記(3)または(4)に記載の製造方法で巻取った熱延鋼板を圧下率 50 % 以上で冷間圧延し、次いで 600 ~ 950 の温度範囲内で焼鈍することを特徴とする冷延鋼板の製造方法。

【0016】

本発明で規定する技術用語のうちアスペクト比とは、その相の各結晶粒の(最大径) / (最小径)の値のうち最大となる値をいう。

【0017】

また、結晶粒の「最大径」とはその結晶粒における最も長い径を、結晶粒の「最小径」とはその結晶粒における最も短い径を指し、例えば、光学顕微鏡又は走査電子顕微鏡(SEM)によって組織を数視野撮影し、この組織写真を用いて直線切断法により求めた「最大径」、「最小径」を 1.13 倍したものをそれぞれ結晶粒の「最大径」、結晶粒の「最小径」とした。

同様に、相の平均結晶粒径は、例えば、光学顕微鏡又は走査電子顕微鏡(SEM)によって組織を数視野撮影し、この組織写真を用いて直線切断法により測定した平均切片長さを 1.13 倍した値を採用した。

【0018】

大角粒界とは、隣接するフェライト結晶粒間の方位差が 15° 以上であるものを指す。なお、この隣接するフェライト結晶粒間の結晶方位差は、例えば、電子線後方散乱法(EBSP)によって測定することができる。

【0019】

相の面積割合は、例えば、光学顕微鏡又は走査電子顕微鏡(SEM)によって組織を数視野撮影し、画像解析装置を用いて上記の組織写真を解析し、それらの平均値から求めた。析出物とは、炭化物(セメンタイトを除く)、窒化物、硫化物、酸化物、焼化物、硼化物及びこれらの複合生成物を指し、その最小径とは、上述の通り、最も短い径をいう。なお

10

20

30

40

50

、析出物の最小径は、例えば、透過電子顕微鏡（TEM）で組織を数視野撮影し、この組織写真から直接に求め、析出物の面積割合も、透過電子顕微鏡（TEM）で組織を数視野撮影し、この組織写真を画像解析し、前述した相の面積割合の場合と同様にして求める。

【0020】

第二相とは、フェライト以外のセメンタイト、パーライト、ベイナイト、マルテンサイト、変態せずに残ったオーステナイト（以下「残留オーステナイト」という）等の各種の相を指す。さらに、本発明で規定する各温度は、いずれも被測温材の表面温度を指す。

【0021】

A_{e3}点とは、通常、平衡状態においてオーステナイト相からフェライト相が生成し始める温度を指すが、測定には非常に長い時間を要するため、本発明では変態点測定装置（例えば、富士電波工機製のフォーマスター）を用いて、1.0 / sでA_{c3}点（オーステナイト化完了温度）+50に加熱した後、0.1 / sで冷却したときのフェライト相が生成し始める温度と定めた。

【0022】

なお、成分の異なる幾つかの鋼種について、A_{c3}点+50に加熱した後、平衡状態にほぼ相当する0.001 / sで冷却した場合と0.1 / sで冷却した場合のフェライト相が生成し始める温度を比較した結果、いずれの鋼種でも差は10以内であり、0.1 / sで冷却する場合のフェライト相が生成し始める温度をA_{e3}点と定めることは、実用上問題にならないことを確認している。

【0023】

本発明者は、熱延鋼板と冷延鋼板の成形性を改善するため、鋼の化学組成、組織形態及び熱間圧延条件等に関して種々研究を行った。その結果、下記の知見を得ることができた。

(a) 特定の化学組成を有し、金属組織としてフェライト相の平均結晶粒径が50μm以下で、面積割合で金属組織の70%以上で、アスペクト比が3以下であり、さらにフェライト粒界の70%以上が大角粒界からなり、大角粒界で形成されたフェライト相の最大径が30μm以下であり、かつ最小径が5nm以上の析出物の面積割合が金属組織の2%以下で、フェライト相と析出物とを除く残部相のなかで面積割合が最大である第二相の平均結晶粒径が50μm以下であり、最も近い第二相間にフェライト相の大角粒界が存在する熱延鋼板は、優れた成形性を示す。

【0024】

さらに、鋼板最表層のフェライト相と第二相それぞれの平均結晶粒径が5μm以下である熱延鋼板は、疲労特性に優れる。また、この熱延鋼板に溶融亜鉛めっきを施した後、熱処理でめっき相を合金化するとき合金化反応が促進される。このため、優れた成形性を有するが、難合金化材である高Si系鋼でも、合金化することができる。これにより、高成形性の特性を有する高Si系合金化溶融亜鉛めっき鋼板を得ることができる。

(b) 上記熱延鋼板を特定の条件で冷間圧延し、焼鈍することにより成形性および疲労特性に優れた冷延鋼板およびめっき鋼板を得ることができる。

(c) 粗圧延に供する铸片が、その表面から10mm深さまでの表層部における結晶粒の最大径が10mm以下で、しかも、前記表層部における結晶粒のアスペクト比が20以下であれば、熱延鋼板の表面性状が良好になる。

(d) 上記(c)の铸片は、鋼の凝固時に液相線温度(T_L)～1300の温度域における平均冷却速度を10 /秒以上とすることによって得ることができる。

(e) 热間での仕上げ圧延完了温度の変動幅(F_T())と热間での粗圧延完了温度の変動幅(R_T())の関係が特定の条件を満たせば、热延鋼板の圧延長手方向と幅方向のミクロ組織と特性が均一になる。

(f) 仕上げ圧延スタンド群において、スタンドの出側温度が被圧延鋼板のA_{e3}点と関連する特定温度範囲にある場合、各スタンドでの圧下時の真歪みである_iと热間での仕上げ圧延完了温度の変動幅F_T()との関係が一定の条件を満たせば、オーステナイト域で歪みを効果的に累積させることができ、この結果、热延鋼板における成形性を

10

20

30

40

50

高めることができる。

(g) 粗圧延材を再加熱、又は保熱して、仕上げ圧延を開始する直前の粗圧延材の圧延長手方向と幅方向における温度差を140℃以下とすることにより、仕上げ圧延完了温度の変動とその後の冷却過程での温度変動に起因するミクロ組織の変動を大幅に抑制することができ、その結果鋼板の長手方向と幅方向の特性を均一化できる。

(h) 鋳片を再加熱することなく直接熱間で粗圧延を開始する場合には、鋳片を1280℃～950℃まで冷却した後粗圧延することによって、又、鋳片を再加熱する場合には、950℃～1280℃に再加熱した後粗圧延することによって、鋼塊中に存在する析出物が再固溶して熱間圧延時に微細析出する析出量を低減できるとともに、再加熱時のオーステナイト粒の粗大化を抑制して熱延鋼板のフェライト粒の粗大化を抑制できるので、熱延鋼板の成形性を高めることができる。

【0025】

以下に、本発明者が上記の知見を得るに到った実験結果を、系統的に整理して説明する。各化学組成の鋼板が有する特性を把握するため、表1に示す化学組成の鋼を種々の条件で溶解して鋼塊とし、熱間圧延して厚さ4.0mm及び2.6mmの熱延鋼板を作製した。なお、上記各鋼について、鋼塊段階での表面から15mm深さまでの表層部の結晶粒径とそのアスペクト比を調査した。

【0026】

【表1】

10

20

表1

元素	含有量(質量%)
C	0.0010～0.163%
Si	0.01～1.8%
Mn	0.01～1.5%
P	0.08%以下
S	0.02%以下
Al	0.02～1.2%
N	0.007%以下
B	0.0003～0.005%
*Ti等	0.010～0.20%
*Cr等	0.01～1.5%
Ca	0.002%以下
REM	0.02%以下

*Ti等はTi、Nb、V、Zrの1種以上の合計を示す。

*Cr等はCr、Mo、Cu、Niの1種以上の合計を示す。

30

40

【0027】

得られた熱延鋼板のうち厚さ2.6mmの鋼板を用いて、熱延鋼板としての表面性状、すなわち、表面疵の発生状況と表面凹凸状態、フェライトが組織に占める面積割合、フェライトの平均結晶粒径とアスペクト比、隣接フェライト粒間の結晶方位差、析出物が組織に占める面積割合と最小径、残部相の面積割合、及び第二相の平均結晶粒径を調査した。

【0028】

また、JIS Z 2201に規定される5号引張試験片を圧延方向に対して0°、45°、90°の方向から採取して引張試験を行い、降伏強さ(YS)、引張強さ(TS)、破断伸び(

50

EL) 及び r 値を測定した。穴拡げ率()は、直径 10 mm の打ち抜き穴のバリをダイ側にして、頂角が 60° の円錐ポンチを打ち抜き穴に圧入し、クラックが板厚を貫通するまで押し拡げた時の穴径 d を測定し、初期穴径 d_0 に対する比として下記式(a)で求めた。

【0029】

$$= \{ (d - d_0) / d_0 \} \times 100 (\%) \quad \dots \quad (a)$$

得られた熱延鋼板のうち厚さ 4 mm の鋼板は、表面から 10 mm 深さまでの表層部の結晶粒の最大径が 10 mm 以下で、且つアスペクト比が 2.0 以下の鋼塊を素材とするものについてだけ、上記の厚さ 2.6 mm の熱延鋼板と同様の項目について調査した。更に、その後、通常の方法で酸洗し、圧下率 50 ~ 80 % の冷間圧延を行い、その後 800 度 60 秒焼鈍して厚さ 0.8 ~ 2.0 mm の冷延鋼板にした。この冷延鋼板から JIS Z 2201 に規定される 5 号引張試験片を圧延方向に対して 0°、45°、90° の方向から採取して引張特性を調査した。

【0030】

熱延鋼板の表面性状は、「表面疵指数」及び引張試験後の鋼板の「表面荒さ指数」で評価した。ここで、「表面疵指数」は、表面疵発生面積比、すなわち、疵が発生した面積を鋼板表面の総面積で除して 100 倍した % 表示の値に基づき、表面疵発生面積比が 5 % 未満の場合を表面疵指数 1 、表面疵発生面積比が 5 % 以上で 15 % 未満の場合を表面疵指数 2 、表面疵発生面積比が 15 % 以上で 30 % 未満の場合を表面疵指数 3 、表面疵発生面積比が 30 % 以上の場合を表面疵指数 4 と定めた。

【0031】

また、引張試験後の鋼板の「表面荒さ指数」は、JIS B 0601 で規定された最大高さ (R_y) が 20 μm 未満の場合を表面荒さ指数 1 、 R_y が 20 μm 以上で 40 μm 未満の場合を表面荒さ指数 2 、 R_y が 40 μm 以上で 60 μm 未満の場合を表面荒さ指数 3 、 R_y が 60 μm 以上の場合を表面荒さ指数 4 と定めた。

【0032】

熱延鋼板の成形性に関しては、TS と EL の積 (以下、「TS × EL バランス」という) が 16000 MPa · % 以上で、且つ TS と r の積 (以下、「TS × r バランス」という) が 45000 MPa · % 以上であれば、一般的な成形方法であるプレス成形において問題なく成形できるので、優れた成形性を有すると評価される。

【0033】

さらに、冷延鋼板の成形性に関しては、TS × EL バランスが 15000 MPa · % 以上で、且つ TS と r 値の積 (以下、「TS × r バランス」という) が 500 MPa 以上であれば、優れた成形性を有すると評価される。

【0034】

上述の調査において、フェライトの平均結晶粒径及びフェライトと析出物とを除く残部相のなかで面積割合が最大である第二相の平均結晶粒径は、光学顕微鏡又は走査電子顕微鏡 (SEM) によって組織を 10 視野撮影し、この組織写真を用いて直線切断法により測定した平均切片長さを 1.13 倍した値とした。

【0035】

組織に占めるフェライトの面積割合、フェライトと析出物とを除く残部相が組織に占める面積割合は、画像解析装置を用いて上記の 10 視野の組織写真を解析し、それらの平均値から求めた。隣接するフェライト結晶粒間の結晶方位差は、電子線後方散乱法 (EBSD) によって測定した。

【0036】

残留オーステナイト量は、板厚中心面について X 線回析により測定した。Mo - Kd 線を入射 X 線として使用し、残留オーステナイトの { 220 } 面、{ 311 } 面、{ 200 } 面、{ 111 } 面の各面の X 線強度比を測定し、平均値から残留オーステナイトの体積率を求めた。本発明では、この体積率を残留オーステナイトの面積割合とした。

【0037】

10

20

30

40

50

析出物の最小径と面積割合は、透過電子顕微鏡（TEM）で組織を10視野撮影し、この組織写真を画像解析して求めた。なお、面積割合にはその平均値を用いた。さらに、引張試験と穴拡げ試験は前記の方法で行い、引張特性と穴拡げ率を測定した。

【0038】

図1は、熱延鋼板の表面性状と成形性に及ぼす鉄片表層部の結晶粒の最大径とアスペクト比の影響を示す図である。用いられた熱延鋼板は、組織に占めるフェライトの面積割合が70%以上で、フェライトと第二相の平均結晶粒径がいずれも $50\mu\text{m}$ 以下である。

【0039】

図1において黒く塗りつぶしたものが、良好な表面性状および優れた成形性を有する熱延鋼板を示している。すなわち、表面疵指数が2以下、且つ表面荒さ指数が2以下で、良好な表面性状であり、 $TS \times EL$ バランス値が $16000\text{MPa} \cdot \%$ 以上、且つ $TS \times$ バランス値が $45000\text{MPa} \cdot \%$ 以上で、優れた成形性である。一方、白抜きのものは、表面疵指数が3以上、又は表面荒さ指数が3以上のいずれかに該当して表面性状が劣るか、又は、 $TS \times EL$ バランス値が $16000\text{MPa} \cdot \%$ 未満、又は $TS \times$ バランス値が $45000\text{MPa} \cdot \%$ 未満で成形性が劣る熱延鋼板であることを示す。

【0040】

図1から、表面から 10mm 深さまでの表層部の結晶粒の最大径が 10mm 以下、且つ前記表層部の結晶粒のアスペクト比が20以下の鉄片を熱間圧延した熱延鋼板であれば、表面性状及び成形性に優れることがわかる。

【0041】

さらに、図1に用いられた鋼板のように、フェライトと第二相の平均結晶粒径がいずれも $50\mu\text{m}$ 以下、且つ組織に占めるフェライトの面積割合が70%以上であっても、フェライト粒界のうち大角粒界が70%未満の場合、又はフェライト粒のアスペクト比が3を超える場合には、表面性状又は成形性が劣ることが確認できる。図2は、熱延鋼板の成形性に及ぼすフェライト粒径と第二相粒径の影響を示す図である。用いられた熱延鋼板は、表面から 10mm 深さまでの表層部の結晶粒の最大径が 10mm 以下、且つ前記表層部の結晶粒のアスペクト比が20以下の鉄片を熱間圧延して、組織に占めるフェライトの面積割合が70%以上のものである。

【0042】

図2において黒く塗りつぶしたものが、 $TS \times EL$ バランス及び $TS \times$ バランスとともに良好で、優れた成形性を有する熱延鋼板を示す。一方、白抜きのものは、 $TS \times EL$ バランス値が $16000\text{MPa} \cdot \%$ 未満、又は $TS \times$ バランス値が $45000\text{MPa} \cdot \%$ 未満のいずれかに該当し、成形性が劣る熱延鋼板を示す。

【0043】

図2から、フェライトの平均結晶粒径が $50\mu\text{m}$ 以下で、且つ第二相の平均結晶粒径が $50\mu\text{m}$ 以下の場合に $TS \times EL$ バランスと $TS \times$ バランスが良好であることがわかる。

【0044】

さらに、図2から、フェライトの平均結晶粒径が $50\mu\text{m}$ 以下で、且つ第二相の平均結晶粒径が $50\mu\text{m}$ 以下であっても、フェライト粒界のうち大角粒界が70%未満の場合、フェライト粒のアスペクト比が3を超える場合、又は最小径が 5nm 未満、或いは最小径が 5nm の析出物の面積割合が2%を超える場合には、 $TS \times EL$ バランス値が $16000\text{MPa} \cdot \%$ 未満、又は $TS \times$ バランス値が $45000\text{MPa} \cdot \%$ 未満となり、成形性が劣ることがわかる。

【0045】

図3は、熱延鋼板の成形性に及ぼすフェライト相の面積割合と第二相の面積割合の影響を示す図である。用いられた熱延鋼板は、表面から 10mm 深さまでの表層部の結晶粒の最大径が 10mm 以下、且つ前記表層部の結晶粒のアスペクト比が20以下の鋼塊を熱間圧延して、フェライトの平均結晶粒径が $0.5 \sim 4.5\mu\text{m}$ 、第二相の平均結晶粒径が $0.3 \sim 4.0\mu\text{m}$ である。

10

20

30

40

50

【0046】

図3において黒く塗りつぶしたものが、TS×ELバランス値が16000 MPa・%以上、且つTS×_rバランス値が45000 MPa・%以上である、優れた成形性を有する熱延鋼板を示す。一方、白抜きのものは、TS×ELバランス値が16000 MPa・%未満、又はTS×_rバランス値が45000 MPa・%未満となり、成形性が劣る熱延鋼板であることを示す。

【0047】

図3から、フェライトが組織に占める面積割合が70%以上の場合に、成形性に優れることがわかる。さらに、図3から、フェライトが組織に占める面積割合が70%以上であっても、フェライト粒界のうち大角粒界が70%未満の場合、フェライト粒のアスペクト比が3を超える場合、又は最小径が5nm未満、或いは最小径が5nm以上の析出物の面積割合が2%を超える場合には、TS×ELバランス値は16000 MPa・%未満、又はTS×_rバランス値が45000 MPa・%未満となり、成形性が劣ることが確認できる。

10

【0048】

次に、冷延鋼板での特性を確認するため、表面から10mm深さまでの表層部の結晶粒の最大径が10mm以下、且つアスペクト比が20以下の鋼塊を素材にして、熱間圧延された厚さ4mmの熱延鋼板を酸洗して冷間圧延の後、焼鈍して厚さ0.8mmの冷延鋼板を作製した。得られた冷延鋼板を用いて、引張試験を実施した。

【0049】

図4は、冷延鋼板の成形性に及ぼす熱延鋼板でのフェライト粒径と第二相粒径の影響を示す図である。用いた冷延鋼板は、組織に占めるフェライトの面積割合が70%以上である熱延鋼板から作製したものである。前述の通り、冷延鋼板の成形性は、TS×ELバランス値が15000 MPa・%以上、且つTS×_rバランス値が500 MPa以上を満たすか否かで評価する。

20

【0050】

図4において黒く塗りつぶしたものが、TS×ELバランス及びTS×_rバランスとともに良好で、優れた成形を有する冷延鋼板を示す。一方、白抜きのものは、TS×ELバランス値が15000 MPa・%未満、又はTS×_rバランス値が500 MPa未満であり、成形性が劣る冷延鋼板を示している。

30

【0051】

図4から、熱延鋼板においてフェライトの平均結晶粒径が50μm以下、且つ第二相の平均結晶粒径が50μm以下であれば、冷延鋼板においてTS×ELバランス及びTS×_rバランスとともに良好であることがわかる。

【0052】

さらに、図4から、熱延鋼板においてフェライトの平均結晶粒径が50μm以下、且つ第二相の平均結晶粒径が50μm以下であっても、熱延鋼板においてフェライト粒界のうち大角粒界が70%未満の場合、フェライト粒のアスペクト比が3を超える場合、又は最小径が5nm未満、或いは最小径が5nm以上の析出物の面積割合が2%を超える場合には、冷延鋼板のTS×ELバランス値が15000 MPa・%未満、又はTS×_rバランス値が500 MPa未満で、冷延鋼板の成形性が劣ることがわかる。

40

【0053】

図5は、冷延鋼板の成形性に及ぼす熱延鋼板でのフェライト相の面積割合と第二相の面積割合の影響を示す図である。用いられた冷延鋼板は、フェライトの平均結晶粒径が0.5~45μmであり、第二相の平均結晶粒径が0.3~40μmである熱延鋼板を素材として製造されたものである。

【0054】

図5において黒く塗りつぶしたものが、成形性に優れた冷延鋼板である。一方、白抜きのものは、TS×ELバランス値が15000 MPa・%未満、又はTS×_rバランス値が500 MPa未満のいずれかに該当し、成形性に劣る冷延鋼板であることを示している。

50

【0055】

図5から、熱延鋼板においてフェライトが組織に占める面積割合が70%以上の場合に、 $T_S \times E_L$ バランス及び $T_S \times r$ バランスが良好であることがわかる。さらに、図5から、熱延鋼板においてフェライトが組織に占める面積割合が70%以上であっても、熱延鋼板においてフェライト粒界のうち大角粒界が70%未満の場合、フェライト粒のアスペクト比が3を超える場合、又は最小径が5nm未満、或いは最小径が5nm以上の析出物の面積割合が2%を超える場合には、冷延鋼板の $T_S \times E_L$ バランス値が15000MPa・%未満、又は $T_S \times r$ バランス値が500MPa未満で、冷延鋼板の成形性が劣ることが明らかである。

【0056】

上述の通り、鑄片の段階及び熱延鋼板の段階での金属ミクロ組織を適正化することにより、熱延鋼板の表面性状が良好になり、更に、 $T_S \times E_L$ バランス値も向上して成形性を高めることができる。更に、上述の適正組織を有する熱延鋼板を用いて冷間圧延及び焼鈍することにより、冷延焼鈍鋼板の $T_S \times E_L$ バランス値及び $T_S \times r$ バランス値ともに高めて、冷延鋼板は優れた成形性を具備することが可能になる。

【0057】

鋼板の熱間圧延では、仕上げ圧延完了温度の変動幅、すなわち、仕上げ圧延完了の最高温度と最低温度の差である F_T ()は、熱間での粗圧延完了温度の変動幅 R_T ()の影響を受ける。

【0058】

図6は、粗圧延完了温度の変動(R_T)と仕上げ圧延完了温度の変動(F_T)が熱延鋼板の成形後の寸法精度等に及ぼす影響を示す図である。ここでは、仕上げ圧延完了温度が A_{e_3} 点以上の場合を示している。また、熱延鋼板の成形後の寸法精度等は、 $T_S \times E_L$ バランスの変動(以下、 $(T_S \times E_L)$ で示す)と $T_S \times r$ バランスの変動(以下、 $(T_S \times r)$ で示す)で評価する。

【0059】

通常、熱延鋼板の成形性の評価において、 $(T_S \times E_L)$ が200MPa・%を超えるか、又は $(T_S \times r)$ が1500MPa・%を超えると、熱延鋼板(熱延コイル)内の特性変動が大きくなり、各種プレス成形法で成形した場合に問題が発生する。具体的には、プレス成形後に発生するスプリングバック量の変動が大きくなつて、寸法精度良くプレス成形することが困難になる、または、プレス成形時に割れが発生することである。したがつて、プレス成形後の寸法精度を良好にし、割れを防止するためには、 $(T_S \times E_L)$ を200MPa・%以下、且つ $(T_S \times r)$ を1500MPa・%以下を満足する必要がある。

【0060】

図6において黒く塗りつぶしたものが、成形後の寸法精度等が良好である熱延鋼板を示す。一方、白抜きのものは、 $(T_S \times E_L)$ が200MPa・%を超えるか、又は $(T_S \times r)$ が1500MPa・%を超える熱延鋼板であることを示す。

【0061】

図6に示す結果から、下記式(1)及び(2)を満足する場合に、 $(T_S \times E_L)$ を200MPa・%以下、且つ $(T_S \times r)$ が1500MPa・%以下の条件を具備し、成形後の寸法精度等が良好であることがわかる。

$$F_T \leq 0.8 \times R_T \quad \dots (1)$$

$$50 < F_T \leq 100 \quad \dots (2)$$

同様に、図6に示す結果から、上記式(1)及び(2)を満足しない場合であつても、下記式(3)を満足する場合に、成形後の寸法精度等が良好であることがわかる。

$$F_T \leq 50 \quad \dots (3)$$

熱間での仕上げ圧延における低温オーステナイト領域での歪みは、仕上げ圧延完了後の冷却工程で生じる相変態を通じて、フェライト、第二相及び析出物の生成挙動に影響を及ぼす。すなわち、低温のオーステナイト領域での歪み、特に A_{e_3} 点 + 100 ~ A_{e_3} 点

10

20

30

40

50

の温度域での歪みが大きいほど、フェライト変態の駆動力と核生成速度が増加するため、フェライトの結晶粒径とアスペクト比の低減、組織に占めるフェライトの面積割合とフェライト粒界に占める大角粒界が存在し、残部層がフェライト粒間に均一に微細分布したフェライト主相の均一微細複相組織が得られる。

【0062】

さらには、フェライト粒界に占める大角粒界の割合が増加し、隣接フェライト粒間の結晶方位差の大半が15度以下で、大角粒界に囲まれたフェライト粒としては最大径で30μmを超えるほどの粗大になることはない。これらの特徴を有するフェライト主相の均一微細複相組織は、高成形性を得るには最適である。

【0063】

また、 A_{e_3} 点直上での圧下率が大きいほど、仕上げ圧延完了温度が A_{e_3} 点に近いほど、鋼板表面層の歪みも増加する。鋼板表面層は、鋼板のその他の部分に比べて歪みが大きいだけでなく、冷却開始が早く、同じ冷却速度で冷却しても冷却速度が大きくなる。このため、鋼板最表層の仕上完了温度を A_{e_3} 点直上とすれば、鋼板最表層のフェライト相と第二相それぞれの平均結晶粒径は、鋼板のその他の部分に比べてより一層小さくすることができる。

【0064】

上記の効果は、 A_{e_3} 点直上の温度域での圧下率が大きいほど顕著に得られる。70%以上の合計圧下率を得る温度域の上限温度は、 A_{e_3} 点+70とすればより好ましい。さらに、 A_{e_3} 点+50とすれば極めて好ましい。

【0065】

なお、本発明の鋼板を製造する際に、 A_{e_3} 点が非常に重要となる。従来技術では、 A_{r_3} 点を仕上げ圧延完了温度の基準（例えば、 A_{r_3} 点+50）としていたが、一般に A_{r_3} 点は冷却速度によって異なるフェライト変態開始温度であるため、冷却速度による差が大きく、一義的に定めることができない。したがって、管理温度の指標としては適当ではない。

【0066】

本発明者は、ラボ試験材と実機材を調査した結果、以下のことを明らかにした。

1) 本発明の鋼板を製造する温度域で仕上げ圧延を完了する場合、仕上げ圧延完了前では累積歪みが非常に高く、 A_{e_3} 点以下になれば直ちにフェライト相が生成し始める状態にあるため、管理温度としては、一義的に決まらない A_{r_3} 点より A_{e_3} 点の方が、冶金的にも実用的にもより適切であること。

2) 冷却速度が小さい場合の A_{r_3} 点を仕上げ圧延完了温度の指標にとると、一般に冷却速度が大きい場合の A_{r_3} 点より高いため、冷却速度が大きい鋼板最表層では仕上げ圧延完了前にフェライト相が生成し始め、圧延によって伸長・粗大化してしまうこと。

【0067】

上記の知見に基づき、本発明では、従来技術と異なり、化学組成によって一義的に定まる A_{e_3} 点を仕上げ圧延完了温度の基準とした。なお、本発明でいう A_{e_3} 点は、前述の方法で測定される温度を指す。

【0068】

更には、歪み誘起により、オーステナイト域で生成する析出物のサイズを大きくし、高温域からフェライト変態が開始してフェライト温度域で生成する析出物が一層高温から生成するようになって粗大化する。

【0069】

熱間での仕上げ圧延完了温度の変動幅FTを低減することにより、上述の低温オーステナイト領域である A_{e_3} 点+100～ A_{e_3} 点の温度域での仕上げ圧延の合計圧下率を増加させ、この温度域での累積歪みを増加させることが容易になる。

図7は、仕上げ圧延完了温度の変動FTと仕上げ圧延時の累積歪みが熱延鋼板の成形性に及ぼす影響を示す図である。具体的には、同図では、スタンドの出側温度が被圧延鋼板の A_{e_3} 点～ A_{e_3} 点+100にある仕上げ圧延スタンド数をnとし、前記n台のスタ

10

20

30

40

50

ンドのうち i 番目のスタンドにおける圧下時の真歪みを i としたとき、熱間での仕上げ圧延完了温度の変動幅 FT と i とが、熱延鋼板の $TS \times EL$ バランス値と $TS \times$ バランス値に及ぼす影響を整理している。なお、仕上げ圧延完了温度が Ae_3 点以上の場合の結果を示している。

【0070】

図7において黒く塗りつぶしたものが、 $TS \times EL$ バランス値が $16000 \text{ MPa} \cdot \%$ 以上、且つ $TS \times$ バランス値が $45000 \text{ MPa} \cdot \%$ 以上で、優れた成形性を有する熱延鋼板である。一方、白抜きのものは、 $TS \times EL$ バランス値が $16000 \text{ MPa} \cdot \%$ 未満、又は $TS \times$ バランス値が $45000 \text{ MPa} \cdot \%$ 未満であり、成形性が劣る熱延鋼板である。

10

【0071】

図7に示す結果から、 FT と i の関係が下記式(4)及び(5)を満たすようにすることで、熱延鋼板の $TS \times EL$ バランスと $TS \times$ バランスを高めることができる。これは、この条件を満たすように熱間圧延することにより、比較的容易にオーステナイト域で歪みを効果的に累積させることができるからである。

$$\frac{FT \{ (0.8^{n-i} \times i) \} 300}{FT 100} \dots (4)$$

... (5)

さらに、この熱延鋼板を適正な条件で酸洗し冷間圧延の後、焼鈍することによって、 $TS \times EL$ バランス及び $TS \times r$ バランスが良好な冷延鋼板が得られることを確認している。

20

【0072】

【発明の実施の形態】

本発明が規定する要件について、鋼板の化学組成、鋼板の金属組織および鋼板の製造方法に区分して説明する。以下の説明において、各元素の含有量の%表示は、質量%を意味する。

(A) 鋼板の化学組成

C : 0.0002 ~ 0.25 %、

C含有量が多いほどフェライトの面積割合が減少し、硬質な残部相の面積割合が増加して、延性や深絞り性に悪影響を及ぼすので、Cの含有量は少ない方がよく、0.2%以下とする必要がある。一方、C含有量が0.0002%未満では、フェライト粒が極端に粗大化し、高い延性を安定して得られず、鋼板の成形時に表面肌荒れが生じ易くなる。更に、C含有量を0.0002%未満に低下させるには、特殊な製鋼技術を必要とするのでコストも嵩む。したがって、Cの含有量を0.0002 ~ 0.25%とする。なお、C含有量の上限は、0.15%とすることが好ましく、0.1%とすれば一層好ましい。

30

【0073】

Si : 0.003 ~ 3.0 %

Siは、加工性を損なうことなく、鋼の強度を向上させる作用を有する。更に、フェライトの生成を促進して、フェライト量を増加させる作用もある。こうした効果を発揮させるためには、少なくとも0.003%を含有させる必要がある。しかし、その含有量が3.0%を超えると、鋼の加工性が低下するし、鋼の表面性状も劣化する。したがって、Siの含有量を0.003 ~ 3.0%とする。なお、Si含有量の上限は1.5%とすることが好ましく、1.0%とすれば一層好ましい。

40

【0074】

Mn : 0.003 ~ 3.0 %

Mnは、Sによる鋼の熱間脆性を防止する作用を有する。更に、鋼を固溶強化する作用もある。こうした効果を発揮させるためには、少なくとも0.003%を含有させる必要がある。Mnは0.01%以上含有させるのが好ましく、0.05%以上含有させるのが一層好ましい。

【0075】

一方、Mnを過剰に含有させると、成形性が劣化してしまうだけでなく、熱延後の冷却過

50

程で十分なフェライトを生成させることが困難になり、延性と溶接性が損なわれることがあり、特に、Mn含有量が3.0%を超えるとその弊害が顕著になる。したがって、Mnの含有量を0.003~3.0%とする。なお、Mn含有量の上限は2.5%とすることが好ましく、2.0%とするのが一層好ましい。

【0076】

A1: 0.002~2.0%

A1は、鋼を脱酸するとともに、フェライトの生成を促進して、フェライト量を増加させるために0.002%以上含有させる必要がある。A1を含有させることで、後述のTiなど任意添加元素の歩留りを高めることもできる。一方、2.0%を超えて含有させても、前記の効果は飽和し、コストが嵩むばかりである。したがって、A1の含有量を0.0 10
02~2.0%とした。なお、A1含有量の上限は1.2%とすることが好ましく、0.1%とすれば極めて好ましい。

【0077】

本発明の鋼板は、上記の各成分元素に加えて更に、下記の第1群~第4群のうちの1群以上を含んでもよい。

【0078】

第1群: B: 0.0002~0.01%

Bには鋼の焼入れ性を高める作用があるので、冷却過程でフェライト相や残部相の結晶粒径や面積割合を制御する際に活用してもよい。又、Ae₃点を低下させる作用があるので、オーステナイト温度域で仕上げ圧延を完了するのが困難な場合にBを含有させることは有効で、特に厚さが2.0mm以下の薄物の熱延鋼板を製造する場合に極めて効果的である。 20

【0079】

Bには、極低炭素鋼板を絞り加工する際に発生するおそれがある「二次加工割れ」を防止する作用もある。このため、前記した目的でBを含有させてもよいが、B含有量が0.0 30
002%未満ではその効果が得難い。しかし、Bを0.01%を超えて含有させるとフェライトの生成が著しく抑制されたり、二次加工割れを防止する作用が飽和するうえ、却って鋼板を脆くすることがある。したがって、Bを添加する場合には、その含有量を0.002~0.01%とする。なお、Bを添加する場合、B含有量の上限は0.007%とすることが好ましく、0.005%とすれば一層好ましい。

【0080】

第2群: Ti、Nb、V及びZr: 1種以上を合計で0.005~1.0%

Ti、Nb、V及びZrには、鋼に含有される固溶C、固溶N、固溶Sを析出物として固定して無害化する作用があり、特に冷延焼鈍鋼板の深絞り性を向上するのに有効である。更に、延性や深絞り性をそれほど損なうことなく、鋼の強度を高める作用を有する。したがって、鋼の深絞り性や強度を効率よく高めるために、Ti、Nb、V、Zrを1種以上含有させてもよいが、その含有量が合計で0.005%未満ではその効果が得難い。 30

【0081】

一方、合計で1.0%を超えると上記効果は飽和するので、逆に延性や深絞り性が低下し、降伏比が高くなり、プレス成形時の形状凍結性が劣化する。したがって、Ti、Nb、V及びZrを添加する場合には、1種以上を合計で0.005~1.0%含有させる。なお、合計含有量の下限は0.01%とするのがよく、0.02%とすれば一層よい。又、合計含有量の上限は0.5%とするのがよく、0.3%とすれば一層よい。 40

【0082】

第3群: Cr、Mo、Cu及びNi: 1種以上を合計で0.005~3.0%

Cr、Mo、Cu、Niには焼入れ性を向上させる作用があるので、冷却過程でのフェライトや残部相の結晶粒径や面積割合を制御するのが容易になる。上記焼入れ性を高めることに加えて、Cuには耐食性を高める作用もある。このため、前記した目的でCr、Mo、Cu、Niを1種以上含有させてもよいが、その含有量が合計で0.005%未満ではその効果が得難く、一方、合計で3.0%を超えると上記効果は飽和するうえ、逆に延性 50

が低下する。したがって、Cr、Mo、Cu、Niを添加する場合には、1種以上を合計で0.005~3.0%含有させるのがよい。なお、合計含有量の下限は0.05%とするのがよく、0.1%とすれば一層よい。又、合計含有量の上限は2.0%とするのがよく、1.0%とすれば一層よい。

【0083】

第4群：Ca：0.0001~0.005%及びREM（希土類元素）：0.0001~0.20%のうちの1種以上

Ca及びREMには介在物の形状を調整して冷間加工性を改善する作用があるので、冷間加工性を高める目的で含有させてもよいが、Ca、REMともにその含有量が0.0001%未満ではその効果が得難い。一方、Caを0.005%を超えて、REMを0.20%を超えて含有させてもその効果は飽和し、コストが嵩むばかりである。したがって、Ca、REMの1種以上を添加する場合には、Caの含有量は0.0001~0.005%、REMの含有量は0.0001~0.20%とするのがよい。

本発明においては、不純物元素としてのP、S、及びNの含有量を次の通り規定する。

P：0.15%以下

Pは、結晶粒界に偏析して鋼を脆化させ、特にその含有量が0.15%を超えると鋼の脆化が著しくなる。したがって、不純物としてのPの含有量を0.15%以下とした。なお、P含有量は0.12%以下とすることが好ましく、0.10%以下とすれば一層好ましい。なお、例えばC含有量が0.02%程度以下の極低C鋼の場合には、不純物としてのPを0.0002%以上含有しておれば、フェライト粒が極端に粗大化することを抑制できるので微量のPを含有していてもよい。

【0084】

S：0.05%以下

Sは硫化物系介在物を形成して加工性の低下をきたし、特にその含有量が0.05%を超えると加工性の低下が著しくなる。したがって、不純物としてのSの含有量を0.05%以下とした。なお、S含有量は0.03%以下とすることが好ましく、0.01%以下とすれば一層好ましい。なお、例えばC含有量が0.02%程度以下の低C鋼や極低C鋼の場合には不純物としてのSを0.0002%以上含有しておれば、フェライト粒が極端に粗大化することを抑制できるので微量のSを含有していてもよい。

【0085】

N：0.01%以下

Nの含有量は加工性を高めるために少ないほど良いが、0.01%以下であれば本発明においては影響が小さい。したがって、不純物としてのNの含有量を0.01%以下とした。なお、N含有量は0.007%以下とすることが好ましく、0.005%以下とすれば一層好ましい。なお、例えばC含有量が0.02%程度以下の極低C鋼の場合には、不純物としてのNを0.0005%以上含有しておれば、フェライト粒が極端に粗大化することを抑制できるので微量のNを含有してもよい。

(B) 鋼板の金属組織

熱延鋼板の組織に占めるフェライトの面積割合が70%に満たない場合には、フェライトよりも強度が高い第二相が増えるため高強度が得られるが、熱延鋼板の延性や冷延焼鈍鋼板の延性、深絞り性などの成形性が大幅に劣化してしまう。したがって、熱延鋼板の組織に占めるフェライトの面積割合を70%以上とする。なお、フェライトの面積割合は80%以上とするのが好ましく、90%以上とすれば一層好ましい。なお、熱延鋼板の組織に占めるフェライトの面積割合は100%に近い値であってもよい。

【0086】

熱延鋼板のフェライトの平均結晶粒径が50 μm を超えると、たとえ組織に占めるフェライトの面積割合が70%以上であっても、熱延鋼板の表面がプレス成形などの加工時に肌荒れを起こし、表面荒さが大きくなつて表面性状が低下し、高延性を安定して得ることができない。

【0087】

10

20

30

40

50

同時に、熱延鋼板のフェライトの平均結晶粒径が大きくなり、特に $50 \mu\text{m}$ を超えると、冷間圧延後の焼鈍時に旧熱延板粒界近傍から生成する {111} 再結晶集合組織の発達が抑制され、高い r 値が得られない。したがって、熱延鋼板のフェライトの平均結晶粒径を $50 \mu\text{m}$ 以下とした。なお、フェライトの平均結晶粒径は $10 \mu\text{m}$ 以下とすることが好ましく、 $5 \mu\text{m}$ 以下とすれば一層好ましい。このフェライトの平均結晶粒径は小さいほどよいが、フェライトの平均結晶粒径を $0.5 \mu\text{m}$ 以下にするには極めて特殊な技術が必要となってコストが嵩むので、工業的規模での下限は $0.5 \mu\text{m}$ 程度である。前記の図1～5で示したように、熱延鋼板のフェライト粒界のうち大角粒界の割合が70%未満の場合、フェライトのアスペクト比が3を超える場合には、熱延鋼板において所望の表面性状と成形性が得られず、更に、冷延鋼板においても優れた成形性が得られない。したがって、熱延鋼板のフェライト粒界のうち大角粒界の割合を70%以上、フェライトのアスペクト比を3以下とした。

【0088】

更に、フェライト粒界のうち大角粒界の割合は80%以上とすることが好ましく、90%以上とすれば一層好ましい。フェライト粒界のうち大角粒界の割合は100%に近い値であっても構わない。

【0089】

フェライトはそのアスペクト比が3以下の所謂「等軸フェライト」であることを必要とする。等軸フェライトのなかでも、アスペクト比が2以下の場合が一層好ましく、アスペクト比が1に近い値であれば極めて好ましい。前記の図2及び図4で示したように、熱延鋼板において、フェライトと析出物（セメンタイトを除く）を除く残部相のなかで面積割合が最大である第二相の平均結晶粒径が $50 \mu\text{m}$ を超えると、熱延鋼板において優れた成形性が得られず、冷延鋼板においても所望の成形性が得られない。

【0090】

特に、前記第二相の平均結晶粒径が $50 \mu\text{m}$ を超えると、熱延鋼板においては、引張変形時や穴抜き変形時にフェライトと第二相の界面から発生するクラックがフェライト粒界で伝播を阻止され難くなり、しかも変形が局在化しやすくなる。このため、延性や穴抜き性が低下する。又、冷延焼鈍鋼板においては、熱延板の第二相が大きくなると、第二相近傍でのすべり系のランダム化により冷間圧延後の焼鈍時に {111} 再結晶集合組織の発達が困難になり、TS × EL バランス値と TS × r_m バランス値が低下する。

【0091】

したがって、前記第二相の平均結晶粒径を $50 \mu\text{m}$ 以下とした。なお、前記第二相の平均結晶粒径は $10 \mu\text{m}$ 以下とすることが好ましく、 $5 \mu\text{m}$ 以下とすれば一層好ましい。この第二相の平均結晶粒径は小さいほどよいが、第二相の平均結晶粒径を $0.1 \mu\text{m}$ 以下にするには、特殊な技術が必要でコストが嵩むので、工業的規模での下限は $0.1 \mu\text{m}$ 程度である。

【0092】

第二相を均一かつ微細に分散させることにより、熱延鋼板では TS × EL バランス値と TS × r_m バランス値をともに向上させ、冷延鋼板では TS × EL バランスと TS × r バランスをともに向上させることができる。特に、フェライト相と第二相の平均結晶粒径をともに $5 \mu\text{m}$ 以下とし、さらに、フェライト相の面積割合を80%以上、フェライト粒界の80%以上を大角粒界とし、同時にアスペクト比を3以下とし、残部層として残留オーステナイトを含むベイナイトやマルテンサイトを均一微細に分散させることによって、上述のバランス値を一層向上させることができる。

前記の図2～5で示したように、熱延鋼板において、析出物の最小径が 5nm を超えるか、或いは最小径が 5nm 以上の析出物の面積割合が2%を超える場合には、熱延鋼板において所望の成形性が得られず、冷延鋼板においても所望の成形性が得られない。ここで、面積割合を2%以下と限定しているのは、析出強化による強度上昇に起因する成形性の劣化を抑制するためである。

【0093】

10

20

30

40

50

したがって、熱延鋼板において、最小径が 5 nm 以上の析出物の面積割合が組織の 2 % 以下と規定した。なお、析出物の最小径は 10 nm 以上とすることが好ましく、100 nm 以上とすれば一層好ましい。析出物の最小径の上限は 2 μm 程度であっても構わない。又、析出物の最大径は 5 μm 程度とすることが好ましい。析出物が占める面積割合の下限は 0.0001 % であることが好ましい。一方、析出物が占める面積割合の上限は 1 % であることが好ましく、0.5 % であれば一層好ましい。

【0094】

熱延鋼板が上記の条件を満足する場合、特に、フェライト粒界の 70 % 以上が大角粒界で、面積割合で組織の 70 % 以上が平均結晶粒径 1 μm 以下の等軸フェライトであり、フェライト相と析出物を除く残部相のなかで面積割合が最大である第二相の平均結晶粒径が 1 μm 以下であれば、熱延鋼板の延性や冷延焼鈍鋼板の延性や深絞り性が飛躍的に向上する。このため、極めて優れた成形性を確保したい場合には、熱延鋼板の組織をフェライト粒界の 70 % 以上が大角粒界で、面積割合で組織の 70 % 以上が平均結晶粒径 1 μm 以下の等軸フェライトとし、面積割合が最大である第二相の平均結晶粒径が 1 μm 以下とするのがよい。

【0095】

さらに、本発明の熱延鋼板では、鋼板最表層のフェライト相と第二相の平均結晶粒径とともに 5 μm 以下にするのが望ましい。ここで、鋼板最表層と規定するのは、鋼板表面から板厚中心に向かって 2 結晶粒入った板厚方向の位置までと定義し、最大で鋼板表面から 40 μm までとなる。

なお、粗圧延に供する鋼塊の表面から 10 mm 深さまでの表層部の結晶粒の最大径が 10 mm を超えると表面割れ感受性が高くなつて、例えば、オーステナイト粒界割れである連続鋳造時の縦割れや横割れ、熱間圧延時の横割れといった表面割れが発生し易くなり、熱延鋼板において表面疵が発生して表面性状が劣化する場合がある。又、前記表層部の結晶粒のアスペクト比が 20 を超えると、上記表面割れが発生しやすくなつて、熱延鋼板において表面疵が発生して表面性状が劣化する場合がある。更に、表層部の結晶粒方位は主として {100} 集合組織であるため熱間圧延で再結晶が生じにくくなり、熱間圧延による微細化や結晶粒界の大角化が困難になる場合もある。

【0096】

したがって、粗圧延に供する鋼塊は、その表面から 10 mm 深さまでの表層部において最大径が 10 mm 以下の結晶粒であり、しかも、前記表層部の結晶粒のアスペクト比が 20 以下であることが望ましい。上記の表層部組織を有する鋼塊は、例えば、鋼の凝固時に液相線温度 ~ 1300 の温度域における平均冷却速度を 10 / 秒以上とすることによって得ることができる。なお、上記結晶粒の最大径は 5 mm 以下であれば更に好ましく、3 mm 以下であれば極めて好ましい。又、結晶粒のアスペクト比は 10 以下であれば更に好ましく、5 以下であれば極めて好ましい。

(C) 鋼板の製造方法

本発明の製造方法を、粗圧延、熱間圧延及び冷間圧延に分けて説明する。

(C-1) 鋼片の粗圧延

前記の化学組成を有する鋼を凝固させた鋳片は、その温度が 1280 を超える場合には、一旦 1280 ~ 950 に冷却してから、直接に熱間での粗圧延を行う。又、粗圧延前に鋳片を再加熱する場合には、950 ~ 1280 に再加熱し、次いで粗圧延を行う必要がある。

【0097】

鋳片を冷却する際の上限温度、又は再加熱する際の上限温度が 1280 を上回れば、鋼の鋳込み時に粗大析出している MnS、AlN、TiS、Ti₄C₂S₂ などの析出物が再固溶し、熱間圧延時に微細析出して成形性が低下することがある。一方、鋳片を冷却する際の温度が 950 を下回ったり、再加熱する際の加熱温度が 950 を下回れば、所望のミクロ組織が得られずに成形性が低下する場合がある。

【0098】

10

20

30

40

50

したがって、鋳片は 1280 ~ 950 に冷却してから直接に熱間での粗圧延を行うか、粗圧延前に鋳片を再加熱する場合には、950 ~ 1280 に再加熱する必要がある。なお、鋳片を冷却する際の上限温度、又は再加熱する際の上限温度は 1250 とするのが好ましく、1150 とすれば更に好ましい。再加熱する時間は、オーステナイト結晶粒が粗大にならない範囲で鋳片の寸法に応じて適宜選定すればよい。

【0099】

粗圧延は、少なくともその最終圧延パスを、 Ae_3 点 ~ 1150 の温度域で行うことが望ましい。更に、粗圧延の合計圧下率は 40 % 以上とするのが望ましい。これは、オーステナイト結晶粒が微細化して、オーステナイトからのフェライト変態後のフェライト結晶粒も微細化するからである。更に、粗圧延の合計圧下率は、50 % 以上確保するのが好ましい。

10

【0100】

粗圧延を終えた粗圧延材は、仕上げ圧延を開始するまでに再加熱、又は保熱処理を行い、仕上げ圧延を開始する直前の粗圧延材の圧延長手方向と幅方向における温度差を 140 以下とするのがよい。これによって、仕上げ圧延完了温度の変動幅 (FT()) とその後の冷却過程での温度変動に起因するミクロ組織の変動を抑制することができ、その結果鋼板の長手方向と幅方向の特性を均一化できる。

【0101】

更に、前記のように粗圧延材を仕上げ圧延の開始までに再加熱、又は保熱処理を行うことで、熱間での仕上げ圧延完了温度の変動幅 FT() が小さくなつて、熱延鋼板の圧延長手方向と幅方向のミクロ組織と特性が均一になるし、熱延鋼板における成形性も高まる。

20

なお、仕上げ圧延を開始する直前の粗圧延材の圧延長手方向と幅方向における温度差は 120 以下とすればより好ましく、100 以下とすれば極めて好ましい。

【0102】

前記のように粗圧延材を仕上げ圧延の開始までに再加熱、又は保熱処理を行うことにより、仕上げ圧延をオーステナイト域で完了する場合には FT を低減することができる。これにより、仕上げ圧延完了温度を Ae_3 点の直上にしても、鋼板全体に亘って Ae_3 点以下に温度低下させることなく圧延することが容易になり、低温オーステナイト域での累積歪みを増加させることができる。

30

【0105】

更に、仕上げ圧延前に粗圧延材を再加熱、又は保熱処理することにより、粗圧延前の鋳片温度を低温にしても、仕上げ圧延完了温度を大幅に低下させることなく圧延できるので、仕上げ圧延時の熱間変形抵抗の増加も抑制でき、熱間圧延機に過負荷をかけることなく圧延することができる。すなわち、前記の処理により粗圧延前のスラブ温度を低温にすることができるため、熱間圧延時の微細析出や鋳片表層部の粒界酸化の抑制も可能になり、表面性状の良好な高成形性の熱延鋼板や冷延鋼板を得ることが容易になる。

【0106】

鋳片を粗圧延し、コイルボックスを用いてコイル状に巻き取った後で巻き戻して仕上げ圧延を行うプロセス、又は粗圧延材の先端部を先行する粗圧延材の後端部と接合した後で仕上げ圧延を行う連続仕上げ圧延プロセスは、コイルまたは鋼板内の特性を均一化するのに有効であるが、これらのプロセスと仕上げ圧延前に粗圧延材を再加熱、又は保熱する処理を組み合わせることにより、特性をより均一化することが可能になる。

40

【0107】

粗圧延材の表層部を冷却してその組織をオーステナイトからフェライトに変態させた状態から、仕上げ圧延前に粗圧延材を再加熱又は保熱する処理によってオーステナイトに逆変態させることで、この鋼板表層部の逆変態したオーステナイトから、再び変態生成するフェライトの粒径を効率的に微細化し粒界を大角化することができる。

【0108】

なお、仕上げ圧延開始までに粗圧延材を加熱又は保熱する手段は、粗圧延材を高周波誘

50

導加熱で加熱する方式、ロールを通じて粗圧延材に直接電流を流して加熱する直接通電加熱方式、燃焼ガスを用いるガスバーナーで粗圧延材を加熱するガス加熱方式等どんな方法でも用いることができる。

(C-2) 熱間仕上げ圧延

前記の金属組織を得るために、粗圧延後にその圧延完了温度が A_{e3} 点以上で、前記式(1)及び(2)又は前記式(3)を満足する条件で仕上げ圧延をし、若しくは前記式(4)及び(5)を満たす条件で熱間仕上げ圧延する必要がある。これは、前記の図6及び図7で示したように、これらの条件を満たさない場合には、良好な成形性を有する熱延鋼板が得られないからである。

【0109】

熱間仕上げ圧延の完了温度が A_{e3} 点を下回ると、仕上げ圧延後に所望の鋼板組織が得られない場合があり、変形抵抗が大きくなつて圧延自体が困難となる場合がある。したがつて、仕上げ圧延の完了温度を A_{e3} 点以上として、熱間仕上げ圧延する必要がある。

【0110】

仕上げ圧延では、(A_{e3} 点 + 100) ~ A_{e3} 点の温度範囲で合計圧下率が 70% 以上確保する必要がある。これにより、低温のオーステナイト領域での累積加工歪みを増加させ、フェライト変態の駆動力と核生成速度を促進して、フェライトの結晶粒径とアスペクト比を小さくし、組織に占めるフェライトの面積割合の増加と、それによる未変態オーステナイト相へのC濃化を図るとともに、フェライト粒界に占める大角粒界の割合を増加させることとしている。

【0111】

仕上げ圧延に際しては、熱間潤滑剤を用いて圧延ロールと被圧延材との間の摩擦係数が0.2以下となるようにして圧延してもよい。これにより板厚方向の加工変形が均一化されるので、熱延鋼板や冷延鋼板の板厚表層部のELやr値がより向上する。この結果、板全体のELやr値を一層向上させることができる。熱間潤滑剤は慣用されるものでよく、例えば摩擦係数の低減が可能な機械油などを用いればよい。

【0112】

なお、仕上げ圧延機の入側で鋼片の先端を先行する被圧延材の後端と接合して粗圧延材を連続して圧延する、所謂「仕上げ連続圧延法」により圧延すれば、熱間潤滑圧延を行う際に発生する恐れがある被圧延材とロール間のスリップ現象や噛み込み不良を防止できるので、特性が均一化されるし、歩留りも向上する。

【0113】

仕上げ圧延終了後には、2秒以内に平均冷却速度 30 /秒以上で 600 ~ 800 の温度範囲内まで水冷する必要がある。すなわち、最終圧延パス終了後冷却開始までの時間を短くして、仕上げ圧延での累積歪みの開放を抑制して、フェライトの結晶粒径とアスペクト比を小さくし、組織に占めるフェライトの面積割合が増加するとともに、フェライト粒界に占める大角粒界の割合を増加させる。

【0114】

上記の作用を発揮するためには、平均冷却速度を 30 /秒以上にする必要がある。更に、600 ~ 800 の温度範囲で冷却停止するのは、600 未満まで冷却すると、フェライトがベイニティックフェライト化して、延性が低下する。冷却が 800 を超えた範囲で停止すると、フェライト粒が生成しても粗大化し、又中間空冷時に第二相へのC濃化が進まないため、延性も低下する。

【0115】

次いで 3 ~ 15 秒の間空冷した後、さらに平均冷却速度 30 /秒以上で水冷して巻き取ることにしている。3 ~ 15 秒の間空冷を必要としているのは、フェライトの生成を促進するとともに、第二相へのC濃化を進展させて、延性の向上を図るためである。その後、平均冷却速度 30 /秒以上で水冷して巻き取ることにしているのは、平均冷却速度 30 /秒未満では、第二相中に炭化物が析出して、微細なフェライトに対する最適な第二相としてのベイナイト、残留オーステナイト及びマルテンサイトが得られない。

10

20

30

40

50

【0116】

巻取温度は、第二相としてのベイナイト、残留オーステナイト及びマルテンサイトを用いる場合には、それぞれの組織を得るための適正な温度を選択する。ベイナイトを得る場合には、巻取温度は300～550、残留オーステナイトを得る場合には、巻取温度は350～500、マルテンサイトを得る場合には、巻取温度は200以下をそれぞれ選択する。

【0117】

なお、仕上げ圧延後の冷却停止温度と巻取温度の熱延鋼板（熱延コイル）内の変動は、特性変動を抑制するため、望ましくは100以下、より望ましくは60以下にするのがよい。

10

(C-3) 冷間圧延び再結晶焼鈍

熱延鋼板は、酸洗などの方法で表面の酸化物や汚れを除去した後冷間圧延され再結晶焼鈍される。冷間圧延後の焼鈍時に{111}再結晶集合組織を発達させるために、冷間圧延前に熱延鋼板を650～900に加熱して焼鈍を施し、熱延鋼板に{111}集合組織を発達させてもよい。

【0118】

冷間圧延は、圧延集合組織を発達させ、再結晶焼鈍工程でr値の向上と面内異方性の最小化に好ましい{111}集合組織を発達させるために、圧下率50%以上として最終板厚に加工する。

【0119】

再結晶焼鈍は、冷間圧延により導入された圧延集合組織から、深絞り性に好ましい集合組織を発達させるために、600～950の温度範囲で行う必要がある。焼鈍温度が600より低いと、長時間の焼鈍でも再結晶が十分に進行しない場合があり、一方、950を超えると、r値が低下する場合がある。

20

【0120】

焼鈍方法は特に規定されるものではなく、箱焼鈍法や連続焼鈍法、又は、溶融亜鉛メッキ処理や合金化溶融亜鉛メッキ処理の際に通常おこなわれる連続焼鈍法など任意の方法で行えればよい。

【0121】

冷間圧延、再結晶焼鈍の後、通常の方法により、圧下率が10%未満の調質圧延（スキンパス）を行ったり、溶融亜鉛めっき、合金化溶融亜鉛めっき、電気めっき、有機被覆コーティング等の表面処理を施してもよい。これらの処理を受けた鋼板は、プレス加工を施された後、例えば自動車、家電製品、鋼構造物などに使用される。

30

【0122】

【実施例】

本発明の鋼板の効果を確認するために、表2、3に示す化学組成の鋼種A A～C Dを真空溶解炉を用いて鋳造し、熱間鍛造により70mm厚の鋳片を作製した。これらの鋳片を用いて熱延鋼板を製造した。なお、表2、3には参考値として液相線温度(TL)、Ae₃点の温度を示している。

【0123】

40

【表2】

表 2

鋼番	化成成分										(質量%、幾:Fe及び不可避的不純物)				TL (℃)	Ae (℃)	適用
	C	Si	Mn	Al	P	S	N	第1群(B)	第2群(Ti, Nb, V, Zr)	第3群(Cr, Mo, Cu, Ni)	Ca	REM					
AA	0.0012	0.01	0.11	0.032	0.006	0.0024	0.0026	—	—	—	—	—	—	1525	891		
AB	0.0020	0.01	0.12	0.028	0.006	0.0030	0.0022	0.0012	Ti:0.068	—	—	—	—	1522	882		
AC	0.0021	0.01	0.10	0.036	0.008	0.0052	0.0021	0.0011	Ti:0.030, Nb:0.010	—	—	—	—	1524	879		
AD	0.0026	0.01	0.38	0.029	0.091	0.0048	0.0026	0.0006	Ti:0.022, Nb:0.021	—	—	—	—	1516	881		
AE	0.0023	0.01	0.15	0.032	0.006	0.0067	0.0025	—	V:0.023, Zr:0.015	Cr:0.12, Mo:0.16, Ni:0.13	—	—	—	1522	872		
AF	0.0053	0.01	0.35	0.027	0.020	0.0071	0.0030	0.0005	Ti:0.062, Nb:0.012	—	—	—	—	1520	870		
AG	0.0062	0.01	0.38	0.028	0.081	0.0050	0.0023	0.0007	Ti:0.059, Nb:0.015	—	—	—	—	1518	865		
AH	0.0050	0.01	0.15	0.037	0.010	0.0051	0.0025	—	Ti:0.032, Nb:0.025	Cu:0.31, Ni:0.16	—	—	—	1519	860		
AI	0.018	0.01	0.10	0.031	0.007	0.0034	0.0026	—	—	—	—	—	—	1514	858		
AJ	0.019	0.01	0.11	0.033	0.006	0.0048	0.0021	0.0008	—	—	—	—	—	1520	855		
AK	0.031	0.01	0.12	0.025	0.006	0.0046	0.0024	—	—	—	—	—	—	1514	857		
AL	0.032	0.01	0.11	0.028	0.008	0.0036	0.0025	0.0010	—	—	—	—	—	1513	856		
AM	0.040	0.01	0.13	0.033	0.008	0.0034	0.0025	—	—	—	—	—	—	1515	853		
AN	0.041	0.01	0.15	0.039	0.006	0.0032	0.0021	0.0019	—	—	—	—	—	1512	850		
AO	0.040	0.01	0.25	0.025	0.025	0.0098	0.0033	0.0025	—	—	—	—	—	1511	851		
AP	0.040	0.01	0.26	0.028	0.007	0.0033	0.0021	—	—	Cr:0.18	—	—	—	1515	853	本 発 明 例	
AQ	0.052	0.01	0.28	0.026	0.007	0.0037	0.0026	0.0015	—	—	—	—	—	1514	848		
AR	0.061	0.01	0.26	0.026	0.006	0.0040	0.0019	0.0027	—	—	—	—	—	1512	846		
AS	0.070	0.01	0.35	0.025	0.006	0.0035	0.0024	—	—	—	—	—	—	1513	841		
AT	0.041	0.01	0.25	0.031	0.008	0.0010	0.0022	0.0008	Ti:0.052, Nb:0.015	Cr:0.11, Mo:0.15, Ni:0.08	0.0018	—	—	1510	835		
AU	0.053	0.01	0.17	0.030	0.009	0.0009	0.0006	0.0026	Ti:0.035, V:0.010	Cu:0.17, Ni:0.07	—	—	0.025	1510	832		
AV	0.105	0.05	1.10	0.023	0.019	0.0026	0.0022	—	—	—	—	—	—	1512	810		
AW	0.153	0.01	0.56	0.020	0.008	0.0036	0.0020	—	—	—	—	—	—	1509	802		
AX	0.062	0.10	2.25	0.030	0.008	0.0026	0.0021	—	—	—	—	—	—	1508	815		
AY	0.143	0.03	1.35	0.033	0.019	0.0010	0.0025	—	—	—	0.0020	—	—	1512	810		
AZ	0.091	0.05	1.36	0.021	0.018	0.0015	0.0020	—	Ti:0.020, Nb:0.030	—	—	—	—	1509	802		
BA	0.063	0.52	1.50	0.033	0.008	0.0007	0.0025	—	Ti:0.051	—	0.0012	—	—	1505	805		
BB	0.072	0.06	1.15	0.018	0.016	0.0035	0.0025	—	Ti:0.029, Nb:0.025	—	0.0015	—	—	1512	796		
BC	0.151	0.11	0.89	0.032	0.006	0.0008	0.0023	—	V:0.036, Zr:0.015	Cr:0.26, Mo:0.22	0.0016	0.019	—	1513	790		
BD	0.060	0.40	1.50	0.023	0.004	0.0006	0.0022	—	—	—	0.0015	—	—	1510	811		
BE	0.122	1.26	1.36	0.320	0.012	0.0006	0.0020	—	Ti:0.025	—	—	—	—	1508	872		
BF	0.142	0.23	1.65	0.033	0.010	0.0006	0.0025	—	Ti:0.036, Nb:0.035	—	—	—	—	1510	815		
BG	0.092	0.10	1.72	0.030	0.018	0.0005	0.0028	—	Ti:0.150, Ni:0.021	—	—	—	—	1508	785		
BH	0.087	1.05	1.63	0.027	0.011	0.0010	0.0031	—	—	—	—	—	—	1502	826		
BI	0.189	1.68	1.71	0.260	0.012	0.0008	0.0033	—	Ti:0.011	—	—	—	—	1511	861		
BJ	0.058	1.63	1.07	0.031	0.015	0.0006	0.0026	—	Ti:0.038	Cr:0.57	—	—	—	1512	833		

注1. 第2群は、Ti、Nb、V及びZrからなる群である。

2. 第3群は、Cr、Mo、Cu及びNiからなる群である。

3. REM(希土類元素)はミッショメタルの形態で添加した。

鋼番	C	Si	Mn	Al	P	S	N	化学組成		(質量%、残:Fe及び不純物の不純物)	第3群(Cr, Mo, Cu, Ni)	Ca	REM	T _L (M ₂₃ C) 用 (°C)	T _L (M ₂₃ C) 用 (°C)
								第1群(B)	第2群(Ti, Nb, V, Zr)						
AC-A 40.252	0.01	0.22	0.026	0.010	0.0015	0.0022	—	—	—	—	—	—	—	149.5	77.2
AC-B 0.976	*2.33	0.30	0.033	0.008	0.0026	0.0026	0.0005	—	—	—	—	—	—	152.1	85.1
AC-C 0.061	0.02	*3.20	0.030	0.009	0.0038	0.0021	—	—	—	—	—	—	—	150.3	75.0
AC-D 0.054	0.11	0.14	*2.24	0.007	0.0030	0.0028	—	—	Cr:0.26, Mo:0.22	—	—	—	—	152.0	88.0
注1	第2群は、Ti, Nb, V & Zr からなる群である。									0.0012	—				
注2	第3群は、Cr, Mo, Cu 及び Ni からなる群である。														
注3	REM (希土類元素) はミクロンメートルの形態で添加している。														
注4	*印は本発明で規定する条件から外れていることを示す。														

【0125】

得られた鋳片を用いて、表4、5に示す条件に基づき、実験室規模で鋳片加熱、粗圧延及び仕上げ圧延を行い、厚さ2.6mm、幅250mmの熱延鋼板を製造した。粗圧延材の加熱は、実験室規模の誘導加熱装置を用いて行なった。

30

【0126】

鋼A Bでは700巻取、鋼A Dと鋼A Iでは600巻取後800で焼鈍するという条件で熱延鋼板を製造した。

【0127】

鋼A C、鋼A G、鋼A M、鋼A Z、鋼B I、鋼C A、鋼A Kについては表4、5に示す条件で熱間圧延を行い、3.5~5.3mmの熱間圧延鋼板も製造した。この3.5~5.3mm厚の熱延鋼板については更に酸洗し、後述する表8に示す条件で冷間圧延した後、さらに再結晶焼鈍及び圧下率0.6%の調質圧延を施して厚さ0.8~1.3mm、幅250mmの冷間圧延鋼板、溶融亜鉛めっき鋼板、及び合金化溶融亜鉛めっき鋼板を製造した。再結晶のための焼鈍は連続焼鈍法、及び溶融亜鉛めっきと合金化溶融亜鉛めっきの際に通常おこなわれる連続焼鈍法で行った。

40

【0128】

得られた熱延鋼板と冷延焼鈍鋼板について、トップ部、ミドル部及びボトム部の3箇所の両エッジ部、1/2幅の合計9箇所から、JIS Z 2201の5号試験片(0°、45°、90°の3方向)及び穴抜け試験片を採取して、降伏強さ、引張強さ、破断伸び、穴抜け率、r値、及びそれらの変動を調査した。各特性は鋼板内の最小値として、TS×ELバランス値、TS×バランス値及びTS×r値の変動は鋼板内の最大値から最小値を引いた値として求めた。調査結果を表4~7と表8に示す。

【0129】

【表4】

50

【0130】
【表5】

試験番号	鋼種	TL～1300°Cでの冷却速度(°C/s)	開始前温度(°C)		合計圧延率(%)		0.8×仕上圧延開始前のコイル内温度差(°C)		出側温度(°C)		△FT(°C)		Ae3～Ae3+100°Cまでの圧下率(%)		Σ(0.8×Ae3～Ae3+100°Cまでの圧下率)(%)		冷却停止温度(°C)		冷却停止時間(s)		冷却速度(°C/s)		冷却停止温度(°C)		冷却停止時間(s)		冷却速度(°C/s)		
			圧下率(%)	冷却速度(°C/s)	△RT(°C)	△RT(°C)	△RT(°C)	△RT(°C)	△FT(°C)	△FT(°C)	△FT(°C)	△FT(°C)	△FT(°C)	△FT(°C)	△FT(°C)	△FT(°C)	△FT(°C)	△FT(°C)	△FT(°C)	△FT(°C)	△FT(°C)	△FT(°C)	△FT(°C)	△FT(°C)	△FT(°C)	△FT(°C)	△FT(°C)	△FT(°C)	
1 AA	32	1150	55	1010	120	96	85	Ae3+30	70	5	90	1.5	105	40	720	55	650												
2 AB	27	1070	50	960	100	80	70	Ae3+20	40	2	72	2.1	84	30	700	70	700												
3 AC	25	1210	45	1050	120	96	90	Ae3+15	60	4	90	1.3	78	50	750	40	650												
4 AD	37	1060	42	920	160	128	60	Ae3+50	20	4	92	2.6	52	60	620	45	600												
5 AE	30	1170	53	1020	100	80	50	Ae3+20	20	6	95	2.1	42	50	680	50	550												
6 AF	28	1190	60	1040	90	72	60	Ae3+10	25	4	80	1.8	45	60	630	100	500												
7 AG	22	1050	58	910	110	88	50	Ae3+30	10	5	85	2.8	28	50	650	110	680												
8 AH	19	1080	45	950	100	80	40	Ae3+25	20	6	92	2.7	54	40	700	80	600												
9 AJ	35	1050	49	910	120	96	35	Ae3+30	10	3	75	2.0	20	60	760	85	600												
10 AJ	30	1030	50	950	130	104	50	Ae3+10	10	5	85	2.5	25	50	720	70	580												
11 AK	27	1000	40	880	100	80	50	Ae3+25	20	5	88	0.9	18	30	700	60	570												
12 AL	18	1050	53	900	80	64	40	Ae3+20	10	6	93	2.7	27	50	620	55	520												
13 AM	20	1100	44	1000	100	80	60	Ae3+10	20	6	90	2.4	48	50	650	80	450												
14 AN	28	1140	47	1010	120	96	50	Ae3+15	20	7	95	1.3	26	40	680	70	400												
15 AO	36	1120	56	990	110	88	30	Ae3+10	15	5	80	1.8	27	30	700	75	500												
16 AP	32	1090	50	970	110	88	20	Ae3+20	10	6	85	2.6	26	50	720	65	600												
17 AQ	31	1160	48	1010	100	80	60	Ae3+30	40	7	92	2.4	96	55	770	35	650												
18 AR	25	1170	40	1030	130	104	80	Ae3+35	55	7	90	2.5	137.5	45	650	45	620												
19 AS	22	1110	49	1000	100	80	60	Ae3+20	10	5	79	2.2	22	50	610	80	530												
20 AT	19	1100	51	980	120	96	30	Ae3+15	15	6	88	1.9	28.5	50	620	90	500												
21 AU	30	1120	50	1000	100	80	60	Ae3+10	30	6	85	2.3	69	35	750	120	430												
22 AV	32	1050	55	940	110	88	50	Ae3+15	15	6	90	0.7	10.5	30	700	100	400												
23 AW	28	1080	49	960	130	104	60	Ae3+20	20	5	75	1.6	32	60	770	75	500												
24 AX	28	1130	48	1000	80	64	50	Ae3+25	25	7	95	1.3	52	50	750	80	100												
25 AY	45	1170	52	1030	90	72	50	Ae3+30	30	6	85	1.2	36	55	700	60	400												
26 AZ	36	1200	58	1050	120	96	80	Ae3+15	50	6	85	1.6	96	35	680	45	350												
27 BA	30	1210	55	1060	70	56	40	Ae3+10	20	5	77	2.0	60	30	660	70	300												
28 BB	28	1060	56	930	120	96	50	Ae3+20	15	5	80	2.1	31.5	60	650	60	500												
29 BC	26	1070	51	950	130	104	60	Ae3+25	20	7	95	1.5	30	35	630	70	400												
30 BD	38	1110	52	990	140	112	80	Ae3+30	60	6	85	2.3	138	40	650	100	110												
31 BE	48	1160	55	1030	100	80	60	Ae3+35	30	6	85	1.2	36	45	700	75	300												
32 BF	46	1100	46	1000	120	96	80	Ae3+15	50	7	95	1.3	78	50	720	70	450												
33 BG	35	1090	52	980	90	72	35	Ae3+20	10	6	90	1.9	19	70	700	60	500												
34 BH	29	1120	56	950	70	56	40	Ae3+25	25	5	80	1.7	42.5	100	770	65	100												
35 BI	22	1070	53	1060	100	80	20	Ae3+10	10	7	95	2.3	23	65	700	70	400												
36 BJ	30	1100	50	1010	80	64	50	Ae3+30	15	6	85	2.0	30	80	680	50	450												

注：試験番号2、4、9については、仕上圧延を、摩擦係数0.12の潤滑油を用いて実施。

卷之三

試験番号	鋼番	TL～1300°Cでの冷却速度(T/s)	開始前温度(°C)	合計圧下率(%)	最終パスART(°C)	0.8×ART(°C)	仕上圧延開始前のコイル内温度差(°C)	出側温度(°C)	△FT(°C)	Aes～Aes+100°C～Aes+100°Cでの圧延回数	Aes+100°C～Aes+100°Cでの圧下率(%)	Σ(0.8～1)×A項(A項)	△FT×A項(A項)	冷却速度(°/s)	冷却停止温度(°C)	冷却停止速度(°/s)	水冷/空冷/水冷	卷取温度(°C)	適用範例
37	*CA	33	1120	58	990	100	80	60	Aes+20	30	6	90	2.0	60	50	650	40	400	
38	*CB	36	1200	55	1060	120	104	80	Aes+10	60	7	92	2.5	150	55	620	35	500	
39	*CC	24	1100	51	980	110	88	30	Aes+15	15	7	95	2.3	34.5	35	660	70	520	比較例
40	*CD	21	1090	49	960	90	72	35	Aes+30	20	6	80	1.5	30	30	630	90	450	
41	AK	10	*1270	47	1130	90	72	50	Aes+10	30	4	72	0.8	24	55	650	85	400	
42	AK	25	*920	45	800	100	80	30	Aes+5	15	7	95	1.2	18	50	670	120	500	
43	AN	22	1120	50	1000	180	128	*150	Aes+10	70	5	76	2.0	140	50	750	80	500	
44	AN	32	1120	59	1000	120	96	110	Aes+10	*105	6	85	3.2	*3336	55	700	60	400	

!!： *印は本発明で規定する条件から外れていることを示す。

【表 6】

試験番号	鋼番	スラブ表層 組織	フェライト相			残部相の 第二相			析出物			表面性状			熱延鋼板の表面性状・引張特性								
			種類			種類			表面 荒さ 指數			表面性状			表面性状								
			最大 径 (mm)	アス ベク ト比 (μm)	平均 粒径 (μm)	体積 率 (%)	アス ベク ト比 (%)	大角 粒界 割合 (%)	平均 粒径 (μm)	体積 率 (%)	最小 粒 径 (nm)	体積 率 (%)	表面 荒さ 指數	表面 荒さ 指數	YS (MPa)	TS (MPa)	EL (%)	TS×EL (MPa·%)	λ (%)	TS× λ (MPa·%)	Δ (TS× λ) (MPa·%)		
1	AA	5.2	3.2	18.5	100	2.6	86	—	—	—	130	<0.01	1	2	210	235	58.5	16873	11.8	177	50445		
2	AB	6.6	2.5	20.3	100	1.8	90	—	—	—	20	<0.01	1	1	128	236	56.2	16635	10.5	172	50912		
3	AC	2.5	2.2	22.7	100	1.5	85	—	—	—	50	<0.01	1	1	146	310	53.6	16616	86	172	53320		
4	AD	1.9	2.1	15.4	100	1.7	92	—	—	—	10	<0.01	2	1	231	415	43.3	17970	53	136	56440		
5	AE	1.2	1.9	21.1	100	1.2	81	—	—	—	30	<0.01	2	2	251	422	41.2	17386	67	148	62456		
6	AF	0.9	1.6	15.2	99	1.7	86	0	0	1.6	0.18	20	0.02	1	2	210	360	47.1	169556	11.2	142	51120	
7	AG	2.6	1.2	15.8	99	62	1.5	82	0	0	1.3	0.37	80	0.03	2	1	209	357	48.0	17136	4.8	148	52836
8	AH	12.9	5.6	11.5	99	74	1.7	83	0	0	1.7	0.25	5	0.05	1	1	288	452	37.5	17325	37	137	63294
9	AI	3.1	2.3	13.5	98	64	1.1	92	0	0	1.5	1.34	150	0.06	2	1	257	350	47.1	16885	55	152	53200
10	AJ	2.5	1.6	16.1	98	28	1.6	93	0	0	3.3	1.69	120	0.11	1	2	243	348	48.5	16878	70	146	50808
11	AK	3.6	1.3	13.8	96	25	1.8	88	0	0	2.2	1.72	160	0.08	1	1	267	366	47.8	17495	63	151	55266
12	AL	3.1	2.0	15.3	96	67	2.0	89	0	0	4.8	3.30	100	0.10	1	2	259	362	46.3	16761	52	139	50318
13	AM	2.9	1.9	14.6	95	16	1.2	87	0	0	6.2	4.81	150	0.09	1	1	268	371	45.2	16769	85	160	59360
14	AN	3.1	1.8	15.9	96	27	1.5	85	0	0	3.5	3.70	110	0.10	2	1	271	380	44.1	16758	40	155	58900
15	AO	4.6	3.0	13.6	96	18	1.1	85	0	0	4.0	3.79	170	0.11	2	1	267	375	45.8	17175	56	153	57375
16	AP	2.9	1.5	16.8	97	26	1.9	89	0	0	6.3	2.71	150	0.09	1	2	260	380	44.0	16720	43	146	55480
17	AQ	2.7	2.0	13.5	97	72	2.1	87	0	0	3.0	2.25	190	0.15	2	2	279	385	44.9	17287	79	157	60445
18	AR	3.2	2.5	12.9	95	53	2.3	85	0	0	4.5	3.47	200	0.13	1	1	276	390	44.3	17277	125	133	51870
19	AS	1.8	1.3	11.8	91	25	1.2	97	0	0	3.8	3.8	97	0.13	1	1	261	395	44.3	17499	61	132	52140
20	AT	1.6	1.2	15.3	96	51	1.1	83	0	0	1.2	3.45	20	0.05	2	2	270	396	43.4	16752	76	150	57900
21	AU	1.4	1.2	10.8	95	85	1.3	90	0	0	0.7	4.13	50	0.07	2	2	267	375	47.1	17663	88	135	50625
22	AV	2.6	2.0	8.5	88	57	1.6	89	0	0	4.5	4.21	160	0.10	1	2	340	465	39.6	18018	60	112	50960
23	AW	2.4	1.2	5.7	80	36	1.2	85	0	0	2.1	17.71	80	0.09	2	1	359	463	38.7	17918	46	108	50004
24	AX	1.6	1.6	4.1	81	58	1.5	83	B、M	M	1.5	15.25	70	0.05	1	1	355	608	33.5	20368	75	92	55936
25	AV	2.6	1.6	2.3	82	43	1.3	86	P、B	P	0.8	11.45	120	0.15	1	2	477	562	31.3	17591	83	101	56762
26	AZ	2.5	2.0	2.0	85	79	1.6	78	P、B	B	1.1	11.18	10	0.12	2	2	546	617	28.8	17770	132	93	57381
27	BA	2.6	1.6	3.9	90	52	1.2	83	B	B	1.6	9.42	30	0.08	1	1	453	605	30.9	18895	70	128	77440
28	BB	2.1	1.5	1.2	88	56	1.1	79	P、B	P	0.6	10.19	20	0.11	1	2	477	559	32.1	17944	55	107	59813
29	BC	1.6	2.0	1.8	78	56	1.3	85	P、B	B	1.2	15.34	40	0.16	1	2	491	570	30.4	17328	48	103	58710
30	BD	1.9	2.6	3.1	89	62	1.2	86	M	M	0.3	10.32	170	0.08	2	1	332	605	33.8	20449	110	102	61710
31	BE	2.3	1.6	3.8	81	74	1.3	83	B、Y、M	B	1.7	9.95	30	0.15	2	1	485	619	38.8	24017	83	109	67471
32	BF	2.0	1.5	1.3	77	96	1.7	77	P、B	B	0.7	17.07	50	0.13	1	1	532	610	29.1	17751	109	95	57950
33	BG	2.3	2.2	1.1	80	22	1.6	75	P、B	B	0.8	16.41	40	0.09	1	2	686	805	22.6	18193	39	75	60375
34	BH	2.0	1.5	2.9	85	39	1.2	83	B、M	M	1.5	10.62	100	0.08	2	1	471	808	24.5	19796	62	71	57368
35	BI	1.7	1.3	2.2	76	85	1.1	80	B、Y、M	B	1.1	12.44	30	0.06	2	1	601	802	28.7	23017	29	80	64160
36	BJ	1.2	1.8	3.0	82	92	1.2	82	B、M	B	1.6	14.25	50	0.05	1	1	585	810	22.1	17901	78	101	81810

1. 残部相および第三相欄・・・P: パーライト、B: ベイナイト、M: マルテンサイト、Y: 残留オーステナイト、θ: マルテンサイトを表す。

【表 7】

【表 7】

試験番号	鋼部のミクロ組織 表層	熱延鋼板のミクロ組織						熱延鋼板の表面性状・引張特性														
		フェライト相			第二相			析出物			表面性状			引張特性								
		平均粒径 (μm)	体積率 (%)	大角界割合 (%)	アスクベクト比	アスクベクト比	アスクベクト比	平均粒径 (μm)	体積率 (%)	最小粒径 (nm)	表面粗さ 指數 (mm)	表面粗さ 指數 (mm)	表面粗さ 指數 (mm)	YS (MPa)	TS (MPa)	EL (%)	$\Delta(\text{TS} \times \text{EL})$ (MPa·%)	λ (%)	$\text{TS} \times \lambda$ (MPa·%)	$\Delta(\text{TS} \times \lambda)$ (MPa·%)		
37 *CA	2.0	1.7	8.3	*65.93	1.8	86	P、B	3.6	29.01	30	0.09	2	1	54.5	69.6	20.1	*13990	127	59	*41064	751	
38 *CB	1.6	1.5	10.6	88.65	1.5	83	P、B	6.1	9.20	80	0.10	2	2	420	616	22.3	*13814	109	61	*37576	686	
39 *CC	2.3	2.0	5.5	80.28	1.2	75	B、M	2.6	17.22	100	0.08	2	1	475	678	20.2	*13696	82	62	*42036	347	
40 *CD	3.0	2.8	11.2	90.43	1.3	92	P、B	8.6	7.20	70	0.10	1	1	351	483	29.3	*14152	65	85	*41055	418	
41 AK	17.8	*21.2	*60.3	96.36	7.0	72	0	0	2.3	3.61	130	0.09	*4	*4	260	371	38.1	*14135	*372	102	*37842	*3626
42 AK	12.7	2.8	12.9	96.17	5.8	80	0	0	2.5	3.80	120	0.10	*3	1	265	369	37.2	*13727	*326	105	*38745	*2563
43 AN	4.1	1.5	19.6	95.68	1.5	85	0	0	6.8	4.29	110	0.11	1	2	269	382	42.0	16044	*462	128	48896	*3728
44 AN	3.9	1.6	18.4	95.66	1.6	79	0	0	7.2	4.32	110	0.11	1	1	273	385	41.6	16016	*515	133	51205	*2829

1. *印は本発明で規定する条件から外れていることを示す。
2. 残留相および第二相欄・・・P: パーライト、B: ベイナイト、M: マルテンサイト、 γ : セメンタイトを表す。

【表 8】

試験番号	熱延板の番号	鋼番	冷圧率(%)	焼鉱温度(℃)	焼鉱方法	冷延鋼板のミクロ組織						冷延鋼板の表面性状・引張特性														
						第一相			第二相			析出物			表面性状											
						平均粒径(μm)	体積率(%)	アスベクト比	大角粒界割合(%)	平均粒径(μm)	体積率(%)	平均粒径(μm)	体積率(%)	最小体積率(%)	表面粗さ(㎚)	表面荒さ指數(%)	表面荒さ指數(%)	YS (MPa)	TS (MPa)	EL (%)	△(TS × EL) (MPa · %)	r 値(MPa)	△(TS × r) (MPa)			
45	3	AC	85	830	c	13.5	100	1.8	88	—	—	—	—	<0.01	1	1	128	307	55.7	17100	73	2.75	844	9		
46	7	AG	82	800	b	8.7	99	63	1.4	87	θ	θ	2.5	0.35	75	0.02	1	2	212	361	48.1	17364	40	2.02	729	7
47	13	AM	80	780	c	7.3	95	18	1.2	90	θ	θ	2.1	4.73	120	0.09	1	1	258	373	45.3	16897	83	1.67	623	11
48	26	AZ	75	770	a	2.7	85	76	1.5	83	P, B	B	1.0	11.25	25	0.12	2	1	527	613	28.2	17287	105	0.92	564	12
49	35	BL	62	750	a	1.8	76	88	1.2	85	B, y, M	B	1.1	12.39	20	0.06	2	2	610	805	29.3	23587	55	0.90	725	8
50	37	*CA	61	770	a	5.5	*65.75	1.7	85	P, B	B	3.8	27.53	10	0.09	2	1	550	706	19.8	*13979	120	0.65	*459	10	
51	41	AK	75	800	c	*55.1	96.37	5.2	82	θ	θ	2.1	3.54	100	0.09	*4	*4	256	368	37.5	*13800	*316	1.27	*467	*55	

1. *印は本発明で規定する条件から外れていることを示す。
 2. 焼鉱方法・・・a:連続焼鉱法、b:溶融鉱鉛めつきライン内での連続焼鉱法、c:合金化溶融鉛めつきライン内での連続焼鉱法
 3. 残部相および第二相欄・・・P:パーライト、B:ベーライト、M:マルテンサイト、y:セメンタイトを表す。

表4～7と表8の結果から明らかなように、本発明で規定する化学組成、金属組織及び製造条件で製造した鋼板は、本発明で規定する条件を外れて製造した鋼板に比較して高い成形性を有し、特性値の鋼板内変動が小さく、表面性状に優れるという特徴を有している。

【0135】

【発明の効果】

本発明の熱延鋼板は、表面性状が良好であり、特性値の鋼板内変動が小さく、更に成形性に優れるので、自動車、家電製品、鋼構造物などの用途に好適である。本発明の製造方法によれば、表面性状が良好であり、且つ成形性に優れる熱延鋼板及び冷延鋼板を効率的に製造することができる。

【図面の簡単な説明】

【図1】熱延鋼板の表面性状と成形性に及ぼす鉄片表層部の結晶粒の最大径とアスペクト比の影響を示す図である。

【図2】熱延鋼板の成形性に及ぼすフェライト粒径と第二相粒径の影響を示す図である。

【図3】熱延鋼板の成形性に及ぼすフェライト相の面積割合と第二相の面積割合の影響を示す図である。

【図4】冷延鋼板の成形性に及ぼす熱延鋼板でのフェライト粒径と第二相粒径の影響を示す図である。

【図5】冷延鋼板の成形性に及ぼす熱延鋼板でのフェライト相の面積割合と第二相の面積割合の影響を示す図である。

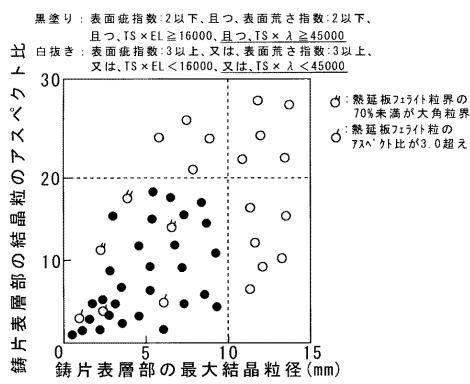
【図6】粗圧延完了温度の変動(RT)と仕上げ圧延完了温度の変動(FT)が熱延鋼板の成形後の寸法精度等に及ぼす影響を示す図である。

【図7】仕上げ圧延完了温度の変動 FTと仕上げ圧延時の累積歪みが熱延鋼板の成形性に及ぼす影響を示す図である。

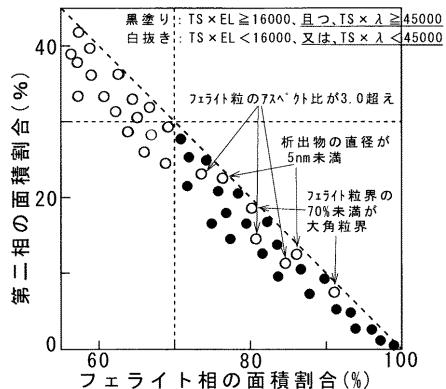
10

20

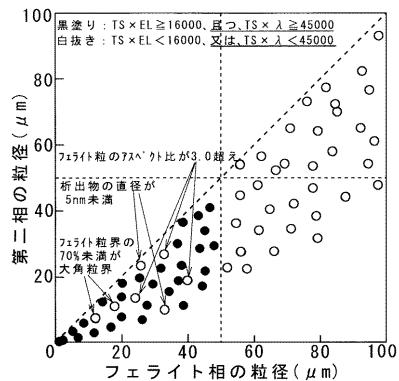
【図1】



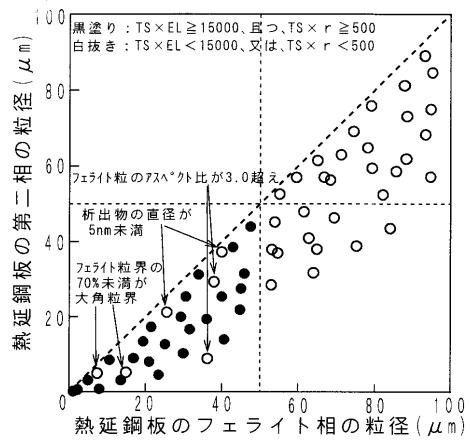
【図3】



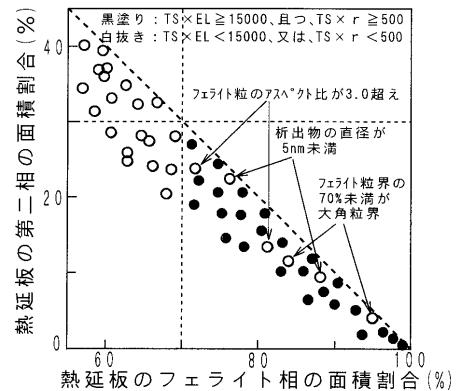
【図2】



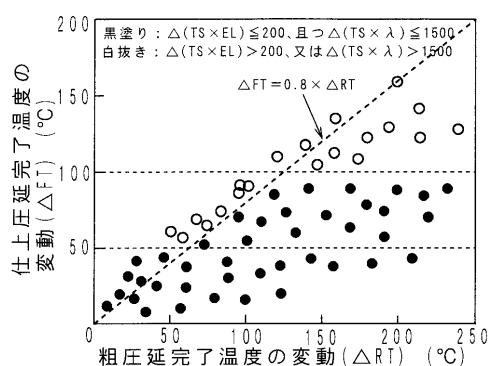
【図4】



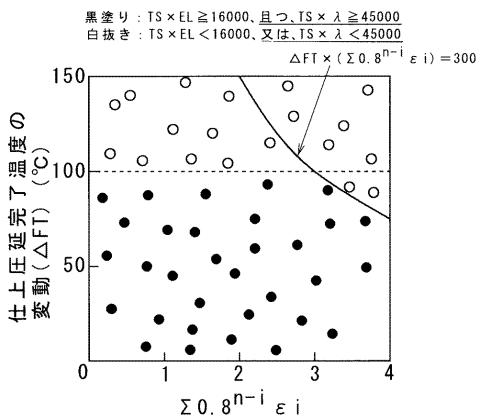
【図5】



【図6】



【図7】



フロントページの続き

(51)Int.Cl.	F I
B 2 2 D 11/22 (2006.01)	B 2 2 D 11/22 A
C 2 1 D 9/46 (2006.01)	C 2 1 D 9/46 G
C 2 2 C 38/06 (2006.01)	C 2 1 D 9/46 T
C 2 2 C 38/58 (2006.01)	C 2 2 C 38/06 C 2 2 C 38/58

- (56)参考文献 特開平08-188847 (JP, A)
特開平09-137249 (JP, A)
特開平10-053836 (JP, A)
特開2000-104122 (JP, A)
特開平09-241788 (JP, A)
特開2000-212647 (JP, A)
特開平11-106861 (JP, A)
特開2000-290748 (JP, A)
特開平07-076751 (JP, A)
特開2002-003950 (JP, A)
特開2002-241897 (JP, A)

(58)調査した分野(Int.Cl., DB名)

C22C 38/00 301
C22C38/02-38/58
B21B 1/26
C21D 9/46-9/48